

IVW - Schriftenreihe Band 36

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH – Kaiserslautern

Marko Blinzler

Werkstoff- und prozessseitige
Einflussmöglichkeiten zur Optimierung der
Oberflächenqualität endlosfaserverstärkter
thermoplastischer Kunststoffe

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb
Erwin-Schrödinger-Straße
Universität Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck
D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2003

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X
ISBN 3-934930-32-8

**Werkstoff- und prozessseitige Einflussmöglichkeiten
zur Optimierung der Oberflächenqualität
endlosfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Universität Kaiserslautern
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Marko Blinzler

aus Fulda

Tag der mündlichen Prüfung: 18. Dezember 2002

Vorsitzender: Prof. Dr. C. W. Dankwort

Referent: Prof. Dr.-Ing. M. Neitzel

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. R. Renz

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 1998 bis 2002 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in der Abteilung Verarbeitungstechnik.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Manfred Neitzel, Geschäftsführer des IVW, für das mir entgegengebrachte Vertrauen und die Möglichkeit, diese Arbeit durchzuführen. Seine Unterstützung sowie die Anregungen und Diskussionsbereitschaft von Herrn Dr.-Ing. P. Mitschang, Abteilungsleiter Verarbeitungstechnik, haben zum Gelingen dieser Arbeit insbesondere beigetragen.

Für die Übernahme des Korreferates bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. R. Renz. Herrn Prof. Dr. C. W. Dankwort sei an dieser Stelle für die Übernahme des Vorsitzes in der Prüfungskommission gedankt.

Den Mitarbeitern des IVW sowie den studentischen Hilfskräften danke ich für die fachliche Unterstützung und die freundschaftliche Arbeitsatmosphäre. Hervorheben möchte ich vor allem die fruchtbaren Diskussionen mit den Kollegen A. Wöginger und J. Nowacki sowie die Hilfestellung von S. Giehl, U. Schmitt, E. Schott und M. Nast bei der Planung und Ausführung experimenteller Untersuchungen.

Ein Teil dieser Arbeit wurde aus Mitteln einer Industriekooperation mit der DaimlerChrysler AG, Ulm, finanziert. In diesem Zusammenhang danke ich Herrn Dr. Hoecker und Herrn Dr. Lehner für die wertvollen, zielführenden Gespräche.

Weitere finanzielle Hilfe gewährten die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) im Rahmen des Projektes "Ermittlung der Einflussparameter auf die Oberflächenqualität flächiger kontinuierlich faserverstärkter Thermoplastbauteile" (Mi 647/2-1) sowie das Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) zum Thema „Kostengünstige FKV-Halbzeuge mit thermoplastischen Matrices durch optimierte Materialkombinationen und angepasste Herstellverfahren“ (KOMAPLAST, 03N3073E0). Dies sei ebenfalls dankend erwähnt.

Ganz besonderer Dank gilt darüber hinaus meinem Familien- und Freundeskreis für jedwede moralische Unterstützung während der vergangenen Jahre.

Kaiserslautern, im Dezember 2002

Marko Blinzler

Inhaltsverzeichnis

FORMELVERZEICHNIS.....	III
ABSTRACT.....	VIII
1 EINLEITUNG	1
2 ENDLOSFASERVERSTÄRKTE THERMOPLASTE	2
2.1 Mechanische Eigenschaften	2
2.2 Marktposition.....	3
2.3 Herstellung.....	5
2.3.1 Imprägnierung und Konsolidierung	5
2.3.2 Verfahrensvarianten	7
2.4 Prozesskette	9
3 OBERFLÄCHENPROBLEMATIK.....	11
3.1 Optische Eigenschaften	11
3.2 Oberflächenmängel.....	12
3.3 Oberflächenbeurteilung und Messmethodik	14
3.3.1 „Class A“-Definition	14
3.3.2 Rauigkeit	15
3.3.3 Glanz	16
3.3.4 Topografie	16
3.3.5 Welligkeit	17
3.3.6 Farbeindruck	18
3.4 Stand von Forschung und Technik.....	18
3.4.1 Modell nach Kia.....	19
3.4.2 Modell nach Chamis.....	22
3.4.3 Experimentelle Befunde	24
3.5 Zielsetzung und Arbeitsplan	25
4 OBERFLÄCHENOPTIMIERUNG TEXTILVERSTÄRKTER ORGANOBLECHE	28
4.1 Einfluss der Fasertype	31
4.2 Variation der Matrixart.....	33
4.3 Auswirkung der Verstärkungsarchitektur	40
4.4 Potenzial von Beschichtungen	46
4.5 Zusammenfassende Bewertung.....	50
4.5.1 Effekte der Hauptwirkung	50
4.5.2 Maximal erreichbare Qualität	52
5 OBERFLÄCHENCHARAKTERISTIK KONKURRIERENDER WERKSTOFFKLASSEN.....	55
5.1 Rauigkeit.....	55
5.2 Topografie.....	57
5.3 Welligkeit	59
5.4 Fazit.....	60

6	MODELLBILDUNG UND SIMULATION.....	61
6.1	Grundlage	61
6.2	Einfluss von Faser und Matrix	63
6.2.1	Ergebnisse	64
6.2.2	Fazit.....	65
6.3	Auswirkung der Lagenanordnung.....	65
6.3.1	Prinzip des Versatzes	65
6.3.2	Ergebnisse	66
6.4	Analyse der Prozessgrößen	68
6.4.1	Zeit- und temperaturabhängiges Materialverhalten	69
6.4.2	Matrixkennwerte	76
6.4.3	Faserbündelkennwerte.....	81
6.4.4	Einfluss des Prozessdrucks	83
6.4.5	Einfluss der Abkühlrate	88
6.4.6	Randbedingungen des Modells.....	89
6.5	Verallgemeinerte Analyse der Werkstoffparameter	91
6.5.1	Einfluss der thermischen Matrixeigenschaften	91
6.5.2	Auswirkung der Matrixsteifigkeit.....	93
6.5.3	Organobleche mit Deckschicht	94
6.6	Fazit.....	95
7	EXPERIMENTELLE VALIDIERUNG DER MODELLAUSSAGEN.....	96
7.1	Abkühlrate.....	96
7.2	Prozessdruck	98
7.3	Umgebungsbedingungen	99
7.3.1	Temperaturwechsel.....	100
7.3.2	Bewitterung	102
7.4	Unidirektionale Verstärkungen	104
7.5	Modifizierte Verfahrenstechnik	108
8	EINSATZ DES THERMOFORMENS	110
8.1	Experimentelle Grundlagen.....	111
8.2	Ergebnisse.....	113
8.3	Anwendungspotenzial	117
8.3.1	Wirtschaftliche Gesichtspunkte.....	118
8.3.2	Zielvorgabe Leichtbau.....	119
8.4	Fazit.....	120
9	ZUSAMMENFASSUNG	121
10	LITERATUR	123

Formelverzeichnis

Lateinische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A	[m ²]	Fläche
c ₁	[1]	Materialkonstante (WLF)
c ₂	[K]	Materialkonstante (WLF)
d ₁	[μm]	Faserbündelbreite
d ₂	[μm]	Faserbündelhöhe
dt	[s]	Zeitdifferenz
dT	[K]	Temperaturdifferenz
dx	[mm]	Längendifferenz
D	[mm]	Deckschichtdicke
E	[MPa]	E-Modul
E	[KJ]	Energie
E _{xF}	[MPa]	E-Modul der Faser (axial)
E _x	[MPa]	Schicht-E-Modul, x-Richtung (Kia)
E _y	[MPa]	E-Modul in y-Richtung
E _{yF}	[MPa]	E-Modul der Faser (radial)
E _∞	[MPa]	E-Modul nach unendlicher Zeit
E _{0y}	[MPa]	E-Modul der Matrix in y-Richtung (Kia)
G	[MPa]	Schubmodul
G _{T_Ref}	[MPa]	Schubmodul bei Referenztemperatur
h	[μm]	Höhe der faserreichen Region (Kia), Imprägniertiefe
I _m	[m ³]	Flächenträgheitsmoment
k	[1]	Laufzahl, Nummer des Maxwell-Elements
K	[m ²]	Permeabilität
L	[mm]	Breite des matrixreichen Gebiets (Kia)
lw	[1]	Langwelligkeit
M	[1]	Anzahl
MFI	[mg/min]	Melt Flow Index
N	[1]	Anzahl
p	[Pa]	Druck

R	[J/mol K]	Ideale Gaskonstante
R_a	[μm]	Mittenrauhwert
R_{max}	[μm]	Maximale Rauheitstiefe
s	[μm]	Profiltiefe (= Profildifferenz)
s_b	[μm]	Profiltiefe vor der Lackierung
s_l	[μm]	Profiltiefe nach der Lackierung
sw	[1]	Kurzwelligkeit
t	[s]	Zeit
T	[K, °C]	Temperatur
T_0	[K]	Ausgangstemperatur
T_f	[K]	Fiktive Temperatur
T_{Fo}	[K]	Kaschierfolientemperatur
T_G	[K]	Glasübergangstemperatur
T_K	[K]	Kristallisationstemperatur
T_m	[K]	Kristallitschmelztemperatur
T_{nf}	[K]	No-flow-temperature
T_{OB}	[K]	Organoblechtemperatur
T_R	[K]	Raumtemperatur
T_{Ref}	[K]	Referenztemperatur (Arrhenius)
T_s	[K]	Bezugstemperatur (WLF)
T_{WZ}	[K]	Werkzeugtemperatur
u_y	[μm]	Absolute Profilauslenkung
V	[m^3]	Volumen
v	[m/s]	Geschwindigkeit
\dot{V}	[m^3/s]	Volumenstrom
v_K	[m^3/kg]	Spezifisches kristallines Volumen
v_A	[m^3/kg]	Spezifisches amorphes Volumen
x	[m]	Ortskoordinate
x	[1]	Stabilisierungsgrad (Strukturrelaxation)
x_0	[mm]	Bezugsstrecke
X_c	[1]	Kristallinitätsgrad
y	[m]	Ortskoordinate
z	[m]	Ortskoordinate

Griechische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α_{th}	$[K^{-1}]$	Linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\Delta\alpha$	[1]	Normierte Differenz thermischer Ausdehnung
Δh	[mm]	Höhe des matrixreichen Gebietes (Kia)
ΔH	[KJ/mol]	Aktivierungsenergie für den Fließprozess
Δp	[Pa]	Druckgradient
Δt	[s]	Zeitdifferenz
ΔT	[K]	Temperaturdifferenz
ΔV_{Kr}	$[m^3]$	Kristallisationsbedingte Volumenänderung
ΔV_{th}	$[m^3]$	Thermisch induzierte Volumenänderung
ε_{ges}	[%]	Gesamtdehnung
ε_{el}	[%]	Elastische Dehnung
ε_{vi}	[%]	Viskose Dehnung
φ	[1]	Faservolumengehalt, global
φ_B	[1]	Faservolumengehalt imprägnierter Bündel
$\Phi(T)$	[1]	Verschiebungsfunktion
η	[Pa s]	Dynamische Viskosität
η_0	[Pa s]	Bezugsviskosität
λ	[mm]	Wellenlänge
λ	[s]	Relaxationszeit (Spannung)
λ_f	[s]	Relaxationszeit (Struktur)
ν	[1]	Querkontraktionszahl
ν	$[m^2 s]$	Kinematische Viskosität
ξ	[s]	Reduzierte Zeit
σ	[Pa]	Spannung
ω_k	[1]	Gewichtungsfaktor

Abkürzungen

ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymer
ASA	Arylnitril-Styrol-Acylester
B	Beschichtung
CaCO ₃	Calciumcarbonat
CF	Kohlenstofffaser
DBP	Doppelbandpresse
DGI	Differentialgleichung
DSC	Differential-Scanning-Calorimetry
DMTA	Dynamisch-Mechanische Thermoanalyse
EPDM	Ethylen-Propylen-Dien-Copolymere
FEM	Finite-Elemente-Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FVG	Faservolumengehalt
GF	Glasfaser
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
KFT	Kurzfaserverstärkter Thermoplast
LFT/LFRT	Langfaserverstärkter Thermoplast
M	Matrix
OB	Organoblech
PA	Polyamid
PBT	Polybuthylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PEEK	Polyetheretherketon
PET	Polyethylenterephthalat
PMMA	Polymethacrylmethacrylat
PP	Polypropylen
PPO	Polyphenylenoxid
PPS	Polyphenylensulfid
PUR	Polyurethan
RB	Randbedingung
REM	Rasterelektronenmikroskop
RIM	Resin Injection Moulding
RRIM	Reinforced Resin Injection Moulding

RTM	Resin Transfer Moulding
SMC	Sheet Moulding Compound
S-RIM	Structural Resin Injection Moulding
TP	Thermoplast
UD	Unidirektional
V	Verstärkung
WFB	Wärmeformbeständigkeit
WLF	Williams Landel Ferry

Abstract

Endless fibre reinforced thermoplastic sheets (organic sheets) are significantly gaining in importance due to their outstanding characteristics. In comparison to common thermoplastic press moulding composites with random reinforcement like GMT and LFRT they offer remarkably better specific mechanical properties (stiffness, strength). And different from endless fibre reinforced thermosets, they also possess high toughness and show good impact behaviour. Furthermore, they enable welding and have an appreciable recycling potential.

The manufacturing steps, beginning from impregnation and consolidation of the semi-finished sheets up to thermoforming and welding to obtain the final part, represent a closed processing chain. This results in short cycle times and the potential for mass production.

However, this material class is rarely used because of its cost and surface quality problems. Therefore, only a few applications exist as demanding functional or structural parts.

High costs emerge in consequence of either expensive raw materials (carbon fibres, technical thermoplastics) or the sophisticated processing technique concerning the impregnation and consolidation step (double belt press). The surface quality problem is mainly caused by the print-through of reinforcing fibres, which therefore precludes applications in visible regions, especially in the field of automotive exterior panels.

The aim of the thesis was to enhance the chances of application by improving the surface quality of endless fibre reinforced thermoplastics. Thus the surface characteristics and possibilities for reproducible quantitative measuring were identified. Surface roughness, gloss rate, profile amplitude and wavelength as well as short (sw) and long term (lw) waviness were chosen as appropriate values. By varying the type of fibre, matrix, fabric and coating the influence of material parameters on the surface appearance could then be investigated.

It became obvious that the fibre print-through is a result of the significantly higher volume shrinkage of the thermoplastic resin (higher coefficient of linear thermal expansion) in comparison to that of the reinforcement during the cooling process, combined with an uneven distribution of resin and fibres. Thus, amorphous matrices that have no shrinkage due to crystallisation and a preferably small thermal induced density growth lead to significantly better surface qualities (from $lw = 60$ to $lw = 20$).

Qualitatively the texture is dominated by the reinforcing architecture. The kind of textile weaving and fineness of the fibre bundles determine the wavelength of the profile deflection.

It was found that the coating has the largest influence on the surface appearance. A common varnish layer with a thickness of only 40 μm enhances the gloss of the substrate which makes the surface waviness even more clearly visible. However, optimising the varnish system with additional base coat or filling layers drastically reduced the waviness but did not raze it completely ($lw = 10$). Only the application of a thermoplastic varnish layer could diminish the waviness to the desired range below 10 ($lw = 4$).

Besides the experimental work a theoretical analysis of the consolidation and solidification step was carried out. A finite element model has been created representing a semi-finished sheet with four layers of a 2/2 twill textile reinforcement. Based on this geometry various matrix characteristics as well as alterations of the global reinforcement structure (more or less horizontal ply off-set) have been analysed.

The simulations supported the experimental results. They indicated the strong influence of the matrix and showed that the off-set of the reinforcing layers plays an important role concerning the resulting surface profile. Because the off-set of the plies can not be controlled in the real material and therefore is at random, the profile depths show a remarkable standard deviation (30 %). In the example considering a 2/2-twill reinforcement the optimum off-set could reduce the profile depth up to 40 %.

Furthermore, the influence of the process parameters (pressure and cooling rate) during the consolidation process was experimentally and theoretically investigated. In addition to the non-isotropic characteristics of the textile, the time and temperature dependent mechanical behaviour of the thermoplastic matrix had to be ascertained and transferred into the model.

A rapid cooling rate was identified to reduce the surface profile of the substrate. The profile depth of the simulated GF-PC could be decreased from 5 - 3 μm . However, experimental tests concerning temperature changes and weathering showed that this advantageous effect decreases with time due to the viscoelastic behaviour of the polymer and resetting forces of the reinforcement.

The pressure can influence the texture phenomenon only by affecting the fibre volume content of the sample. In case of static isobaric press processing a certain matrix flow across the margins of the tool can not be totally averted. With a rising pres-

sure the outflow becomes stronger and leads to a growing fibre volume content and stronger surface waviness.

By carrying out several simulations with systematically varying material data a nomogram could be created that represents a tool to predict the surface profile of comparable composites (2/2 twill reinforcement, FVC around 50 %) just in dependence of the matrix. It takes into account the specific matrix volume shrinkage and the pitch from its solidification to usage temperature. Thus, the possibilities but also limitations of a certain material combination concerning surface waviness can easily be estimated.

In order to reduce the heterogeneity of the fibre matrix distribution common textile fabrics were substituted by unidirectional (UD) non-crimped structures and UD fabrics. A newly established processing method was used to manufacture a non-crimped and non-sewed endless fibre reinforced thermoplastic sheet by direct combination of a multiaxial weft insertion machine and a continuous rotocure press. The resulting product proved the potential for an improved surface quality. Despite the use of relatively heavy rovings and not yet optimised fibre placement the surface profile of this new kind of organic sheets is comparable with the one of those samples having the fine 8-H-satin fabric reinforcement ($lw = 20$).

Finally it could be shown that the method of thermoplastic varnish layer lamination which has successfully been used for semi-finished parts can also be integrated in a thermoforming step to create three-dimensional components. The best results of this trial ($lw = 10$, $sw = 14$) do not reach the level of the flat sheets but almost meet the requirements of the automotive "Class A" standard. With regard to economical and weight saving aspects this material option can be considered a competitive alternative to common car body panels.

In conclusion the investigations showed a notable feasibility to improve the surface quality of endless fibre reinforced thermoplastic sheets. Therefore, this thesis represents a contribution to amplify the application potential of this material class, particularly in the fields of leisure and sports goods, and in the range of commercial vehicles.

1 Einleitung

In Politik und Gesellschaft besteht seit langem die Forderung nach einer Reduzierung der Umweltbelastung (CO₂-Ausstoß) durch den Straßenverkehr. In diesem Zusammenhang gewinnt in der Automobilindustrie zunehmend auch die Leichtbauweise im Karosseriebereich mit Aluminium, Magnesium und Faserverbundwerkstoffen an Bedeutung [1, 2, 3, 4].

Bei Verwendung von Verbundwerkstoffen stellen vor allem endlosfaserverstärkte Thermoplaste aufgrund ihrer guten spezifischen mechanischen Kennwerte, ihrer hohen Schlagzähigkeit, der Recyclingfähigkeit und kurzer Herstellungszyklen eine interessante Alternative dar [5]. Die Herstellung von flächigen Halbzeugen, sog. „Organoblechen“, erfolgt je nach erforderlicher Ausstoßmenge in statischen, semikontinuierlichen oder kontinuierlichen Pressen, in denen textile Verstärkungslagen sowie thermoplastischer Kunststoff in Form von Folie oder Pulver kombiniert werden [6, 7, 8]. Infolge der Aufheizung des Thermoplasten bei gleichzeitiger Applikation eines erhöhten Flächendrucks kommt es zur vollständigen Imprägnierung der Fasern durch den schmelzflüssigen Kunststoff. Dieser Zustand wird konsolidiert, und nach dem Abkühlen liegt ein fertiges Halbzeug vor.

Trotz des ausgezeichneten Eigenschaftsprofils findet diese Werkstoffklasse im Automobilbau bisher nur in Nischen Anwendung, was entweder auf Kostenaspekte oder ästhetische Gesichtspunkte, d.h. mangelhafte Oberflächenqualität zurückzuführen ist [9]. Ihr Einsatzgebiet umfasste in der Vergangenheit daher vor allem hoch belastete Bauteile im Maschinenbau, in Luft- und Raumfahrt sowie im Freizeit-/Sportbereich, wo aufgrund der speziellen Materialanforderungen höhere Herstellkosten akzeptiert werden. Etwaige Zusatzmaßnahmen zur Oberflächenverbesserung fallen hierbei hinsichtlich des Kostenaspekts ebenfalls weniger stark ins Gewicht.

Ihre Wurzel hat die Kostenproblematik der Organobleche in vergleichsweise teuren Ausgangsprodukten (Kohlenstofffaser, Technische Thermoplaste) oder in hohen Investitionsausgaben für die erforderliche Prozesstechnik (Doppelbandpresse). Dies spielt insbesondere bei geringeren Stückzahlen eine entscheidende Rolle.

Die Oberflächenproblematik betrifft generell die Anwendungsmöglichkeiten im Sichtbereich, vor allem solche im Automobilbau. Damit Organobleche auch in der Außenhaut von Fahrzeugen zusammen mit herkömmlichen Materialien eingesetzt werden können, müssen sie eine zum konventionellen Karosserieblech weitestgehend identische Oberflächenerscheinung (Welligkeit, Glanz, Farbeindruck) aufweisen. Es wird die sogenannte „Class A“-Oberfläche gefordert [10].

Oberflächenfehler wie mangelhafter Glanz, Poren und Welligkeit gefährden die Erfüllung dieses Anspruchs. Vor allem der heterogene Aufbau der Organobleche, d.h. die ungleichmäßige Verteilung von Matrix- und Faseranteil im Werkstoff, bewirkt eine sichtbare Durchzeichnung der textilen Struktur an der Oberfläche des Halbzeugs (Textur). Sie entsteht beim Abkühlprozess infolge der stärkeren thermischen Schwindung der Matrix gegenüber derjenigen der Fasern.

Das Ziel der vorliegenden Untersuchungen besteht darin, die Anwendungschancen für Organobleche zu erhöhen. Hierzu müssen zunächst die werkstoff- und prozessseitigen Einflussparameter auf die essentiellen Oberflächeneigenschaften ermittelt und bewertet werden. Aus den Erkenntnissen sind anschließend optimierte Verbunde und geeignete Prozessfenster abzuleiten, die zu qualitativ höherwertiger Oberflächengüte bei Organoblechen führen. Begleitet werden die experimentellen Untersuchungen von einer theoretischen Analyse der physikalischen Zusammenhänge im Herstellungsprozess. Es wird ein FEM-Modell erstellt, welches die resultierende Oberflächentopographie in Abhängigkeit von Werkstoff- und Prozessgrößen wiedergibt.

2 Endlosfaserverstärkte Thermoplaste

2.1 Mechanische Eigenschaften

Endlosfaserverstärkte Thermoplaste zeichnen sich durch hohe Steifigkeit und Festigkeit bei gleichzeitig niedrigem Gewicht aus [11]. Dies wird ermöglicht durch eine kontinuierliche, gerichtete Faserverstärkung und hohe Faservolumengehalte (bis ca. 50 %). Als Verstärkungsmaterial kommen in erster Linie Gewebestrukturen zum Einsatz. Aktuelle Entwicklungsaktivitäten zielen allerdings darauf ab, auch unidirektionale Verstärkungsstrukturen (UD-Gewebe, Gelege) zu nutzen, um die mechanischen Eigenschaften der Fasern noch besser ausschöpfen zu können [12].

Aufgrund dieser gerichteten Faserverstärkung grenzen sich die Organobleche von den thermoplastischen Pressmassen wie GMT und LFT ab, die über Wirrfasermatten bzw. Kurzfaserverstärkung verfügen und nur Faservolumengehalte von 20-30 % erreichen. Die Folge sind deutlich geringere mechanische Kennwerte.

Die folgende Grafik (Bild 2.1) verdeutlicht das angesprochene Leistungsspektrum. Eine kostengünstige und verbreitete Organoblechvariante basiert auf dem GF-PP-Halbzeug, das sich vor allem unter der Markenbezeichnung Twintex® auf dem Markt etabliert hat. Während GMT-Pressmassen überwiegend mit PP-Matrix erhältlich sind,

werden endlosfaserverstärkte Halbzeuge auch mit Technischen Thermoplasten (PA, PET) kombiniert, wodurch die mechanischen Eigenschaften deutlich erhöht werden. Ferner kommen Matrices zum Einsatz, die über verbesserte Chemikalien- oder Temperaturbeständigkeit verfügen (PEEK, PPS). Für höchste mechanische Anforderungen sind Glasfasern nicht mehr ausreichend, und man muss auf Kohlenstofffaser-Verstärkungen zurückgreifen. Dies führt in Verbindung mit höherwertigen Matrices aber zu entsprechend hohen Halbzeugkosten.

Werkstoffliche Konkurrenten wie die Leichtmetalle Magnesium und Aluminium erreichen zwar ähnlich hohe Werte der Biegesteifigkeit, im Hinblick auf die Festigkeit sind sie jedoch den Faser-Kunststoff-Verbunden deutlich unterlegen.

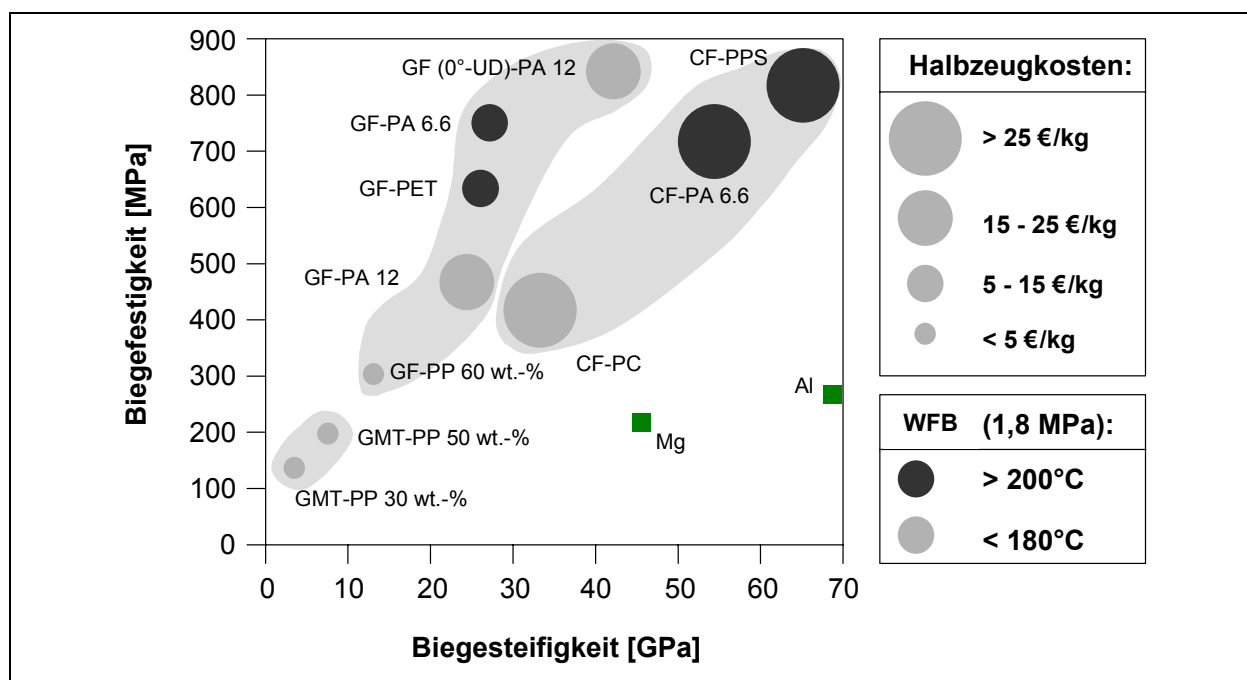


Bild 2.1: Leistungsspektrum thermoplastischer FKV [13]

2.2 Marktposition

Weitaus länger im Einsatz und in der Praxis zur Zeit weiter verbreitet als Organobleche sind faserverstärkte Duromere. Entsprechende Bauteile mit gerichteter Faser-Verstärkung werden mittels Harzinjektionsverfahren (RTM) erfolgreich für kleinere bis mittlere Stückzahlen (15.000 / a) produziert [14]. Dabei wird die Verstärkungsstruktur im Werkzeug positioniert, das Werkzeug geschlossen und anschließend unter Druck ein Harz injiziert und ausgehärtet. RTM-Bauteile verfügen zumeist über eine noch höhere Steifig- und Festigkeit wie endlos faserverstärkte thermoplastische Halbzeuge.

Injektionsverfahren wie S-RIM oder Pressverfahren wie SMC erlauben auch für duromere Systeme kürzere Zykluszeiten und damit höheren Durchsatz mit einer einzigen Anlage. Beim S-RIM werden Glasfasermatten mit der Harzkomponente getränkt und der Verbund anschließend im geschlossenen Werkzeug ausgehärtet. Das SMC stellt eine bereits mit Harz vorimprägnierte Faserstruktur dar. Infolge der vorwiegend isotropen Verstärkung erreichen diese Produkte ein niedrigeres Kennwerte-Niveau, übertreffen allerdings das von diskontinuierlich (LFT) oder kontinuierlich (GMT) faserverstärkten thermoplastischen Pressmassen.

Für die Massenproduktion mit Stückzahlen über 200.000 Einheiten p.a. kommen z.Z. lediglich Spritzgusstechniken zum Einsatz, wo sowohl kurzfaserverstärkte und unverstärkte Thermoplaste (KFT, TP) als auch duromere Harzsysteme (RRIM, RIM) verarbeitet werden (vgl. Bild 2.2). Letztgenannte Verfahren erlauben darüber hinaus größere geometrische Freiheit bei der Bauteilgestaltung [15].

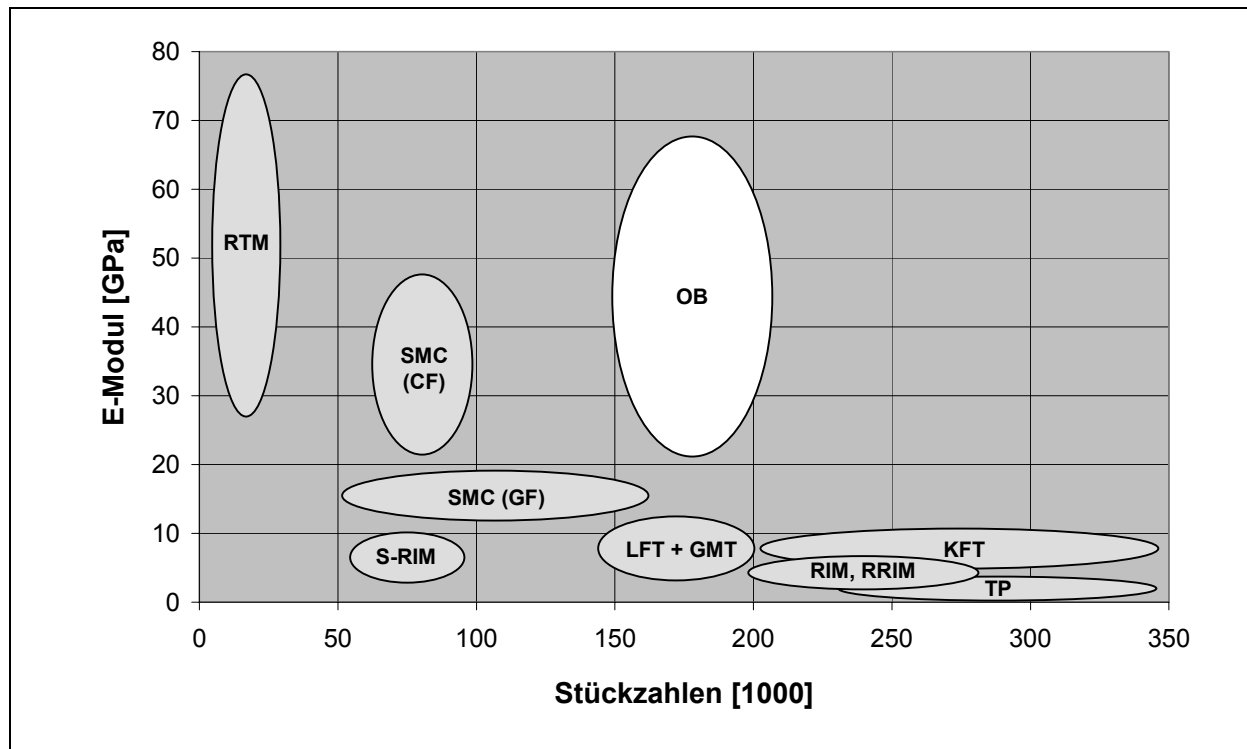


Bild 2.2: Mechanische Eigenschaften und mögliche Stückzahlen bei verschiedenen Verfahren bzw. Bauteilen [15]

Für Faser-Kunststoff-Verbunde gilt daher, dass nur eine gerichtete Faserverstärkung zu höchsten mechanischen Eigenschaften führt. Das Erzielen dieser Verstärkungsanordnung erhöht aber die Zykluszeit und ermöglicht somit nur eine wirtschaftliche Produktion geringerer Stückzahlen. Gerade in dieser Hinsicht stellen die Organobleche (vgl. Bild 2.2) eine Ausnahme dar. Trotz ihrer kontinuierlichen, gerichteten Faserverstärkung erlauben sie aufgrund der Produktionstechnik über die Halbzeugferti-

gung und anschließende Formgebung Zykluszeiten im Minuten-Bereich. Darum erscheint diese Werkstoffklasse aufgrund ihrer mechanischen Kennwerte und dem Potenzial einer wirtschaftlichen Großserienproduktion für Karosserieteile besonders geeignet, zumal diese meist keine hohe Bauteilkomplexität erfordern.

Ferner bringen thermoplastische gegenüber duromeren FKV zwei weitere Vorteile mit. Zum einen lassen sich thermoplastische Kunststoffe werkstofflichen Recycling-Verfahren zuführen. Zur Zeit kann dies für Produktionsabfälle schon ökonomisch erfolgreich umgesetzt werden [16]. Im Zuge sich verschärfender EU-Altauto-verordnungen wird es nötig sein, Konzepte zur Wiederverwertung weiter zu entwickeln, um die angestrebte werkstoffliche Rückgewinnung bei der Altautoentsorgung zu erreichen [17]. Zum anderen bieten Thermoplaste im Fall eines Unfalls das unproblematischere Crashverhalten, da sie über eine höhere Zähigkeit verfügen [18].

2.3 Herstellung

2.3.1 Imprägnierung und Konsolidierung

Die Herstellung endlosfaserverstärkter Thermoplaste besteht im wesentlichen aus der Aufgabe, den thermoplastischen Kunststoff mit der Faserverstärkung in einen porenfreien Verbund zu überführen. Allen Produktionsverfahren ist darum gemein, dass der Thermoplast in den schmelzflüssigen Zustand versetzt werden muss, amorphe Kunststoffe also deutlich über den Glasübergang T_G und teilkristalline Thermoplaste über Kristallitschmelztemperatur T_m erwärmt werden [19].

Die thermoplastische Schmelze muss nicht nur den Raum zwischen den Rovings einnehmen (Makroimprägnierung), sondern auch die Filamentzwischenräume in den Faserbündeln ausfüllen (Mikroimprägnierung, vgl. Bild 2.3). Gleichzeitig muss die Luft aus dem Verbund verfrachtet werden [20]. Die Makroimprägnierung ist hierbei als relativ unproblematisch einzuschätzen, den für den Prozess zeitbestimmenden Schritt stellt die Mikroimprägnierung dar. Ursache sind die (z.B. im Vergleich zu duromeren Harzsystemen) hohe Viskosität der Thermoplastschmelze und der hohe Fließwiderstand transversal angeströmter Faserbündel. Nach D'Arcy [21] folgt die Fluidgeschwindigkeit v beim eindimensionalen Fließen durch ein homogenes poröses Medium der Form:

$$v = \frac{\dot{V}}{A} = -\frac{K}{\eta} \cdot \frac{\Delta p}{\Delta h} \quad (2.1)$$

mit A: Angeströmte Fläche

K: Permeabilität

\dot{V} : Volumenstrom

η : Dynamische Viskosität

$\Delta p/\Delta h$: Druckgradient in Fließrichtung

Das bedeutet, dass der Volumenstrom in die Faserbündel insbesondere mit sich ver-
ringender Permeabilität und anwachsender Viskosität abnimmt und somit eine höhe-
re Zeitdauer für eine vollständige Imprägnierung nach sich zieht. Der Druckgradient
in Fließrichtung hat gegensätzliche Auswirkungen. Zum einen ist er als Antrieb für
den Fließvorgang unerlässlich. Zum anderen führt ein hoher Druck aber auch zu ei-
ner starken Komprimierung der Faserbündel. Fließwege werden verengt und die
Permeabilität gesenkt. Ein optimaler Imprägnierungsdruck ist folglich der Kompro-
miss zwischen maximalem Fließantrieb und größtmöglicher Permeabilität.

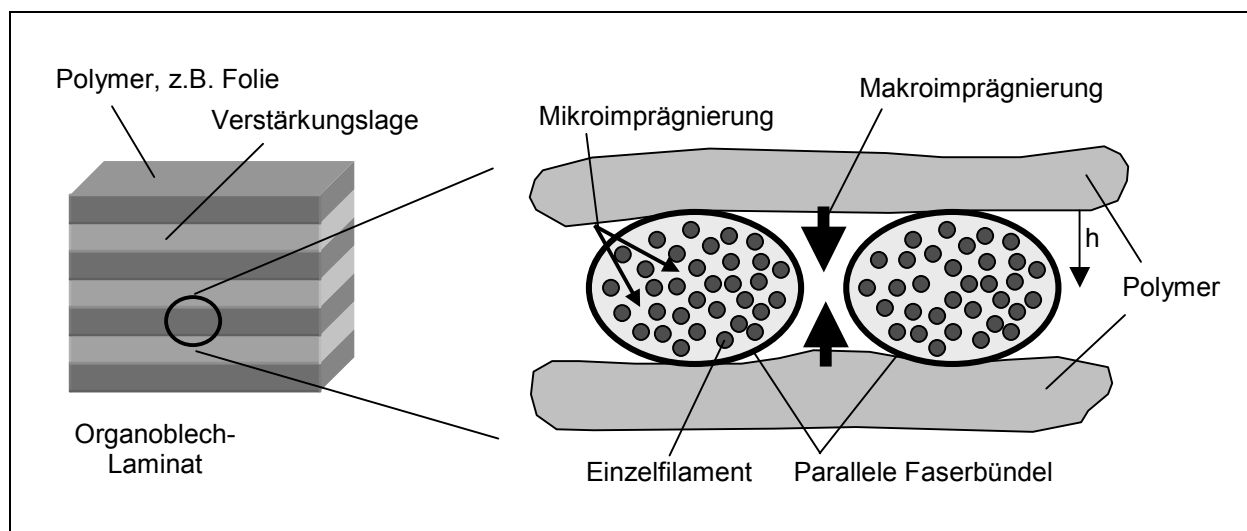


Bild 2.3: Prinzip der Imprägnierung

Im Anschluss an die Imprägnierung folgt die Phase der Konsolidierung. Hierbei findet eine Homogenisierung des Systems statt. Die einzelnen Verstärkungslagen werden über die Matrixkomponente miteinander verbunden, neue Lufteinschlüsse verhindert und den Rückstellkräften der Verstärkungsstrukturen entgegengewirkt. In der Solidifikationsphase wird dem Verbund die Wärme entzogen. Die Matrix erstarrt und das fertige Halbzeug entsteht. Für eine gute Halbzeugqualität ist insbesondere während der Konsolidierung und Solidifikation ein definierter Prozessdruck erforderlich. Er sorgt für einen porenfreien Verbund und ermöglicht eine bessere Oberflächengüte.

2.3.2 Verfahrensvarianten

Die Möglichkeiten, den Prozess zu steuern und die Halbzeugqualität zu beeinflussen, erstrecken sich vornehmlich auf die Temperaturführung, den Prozessdruck und die Verweilzeit für das Durchlaufen der drei Phasen Imprägnierung, Konsolidierung und Solidifikation. In Abhängigkeit der Verstärkungsart, des Matrixtyps und vor allem der Ausstoßmenge bieten sich hierzu unterschiedliche Verfahrensvariationen und Press-techniken an.

Eine Verfahrensvariante stellen die sog. Direktverfahren dar. Dabei wird der Thermoplast in reiner Form (Schmelze oder Pulver) mit dem Fasermaterial unmittelbar der Presse zugeführt [22, 23]. Dies erlaubt relativ hohe Durchsätze, erfordert aber auch eine technisch aufwändige und damit teure Anlagenperipherie.

Für geringe bis mittlere Durchsätze wird der Kunststoff erst in eine handhabbare Form, z.B. in eine Folie, überführt und anschließend mit den Verstärkungslagen kombiniert. Man spricht dann von „Film Stacking“ [24]. Aus Gründen der Handhabbarkeit und Dosierbarkeit (Einstellen des Faservolumengehaltes) sowie aus dem Bestreben, den Imprägnierungsvorgang in der Presse zeitlich zu verkürzen, haben sich sogenannte Prepregformen entwickelt. Diese Variante beruht darauf, den Kunststoff und das Verstärkungstextil in einem dem eigentlichen Pressvorgang vorgelagerten Schritt zusammenzuführen, das Textil also vorzuimprägnieren. Dies geschieht zumeist dadurch, dass die Verstärkungsstruktur mit einem Polymerpulver, einer Polymerschmelze oder -lösung beaufschlagt wird [25, 26]. Nach Erstarrung der Schmelze bzw. Abtrocknung des Lösemittels ist die Makroimprägnierung größtenteils erfolgt, die Mikroimprägnierung hat aber lediglich in Ansätzen stattgefunden. Alternativ werden Polymere zu einer Faser gesponnen und schon bei der Textilbildung mit der Verstärkungsfaser kombiniert [27]. Man spricht dann von Hybridgarnen oder Hybridgeweben.

Unabhängig von der Art der Konfektionierung von Faser- und Matrixmaterial endet die Halbzeugherstellung mit einem Pressvorgang, in dem ein entsprechender Druck und ein angepasstes Temperaturprofil zur vollständigen Imprägnierung und Konsolidierung des Verbundes erforderlich sind.

Die oben beschriebenen Zusammenhänge werden in Bild 2.4 schematisch [12] veranschaulicht:

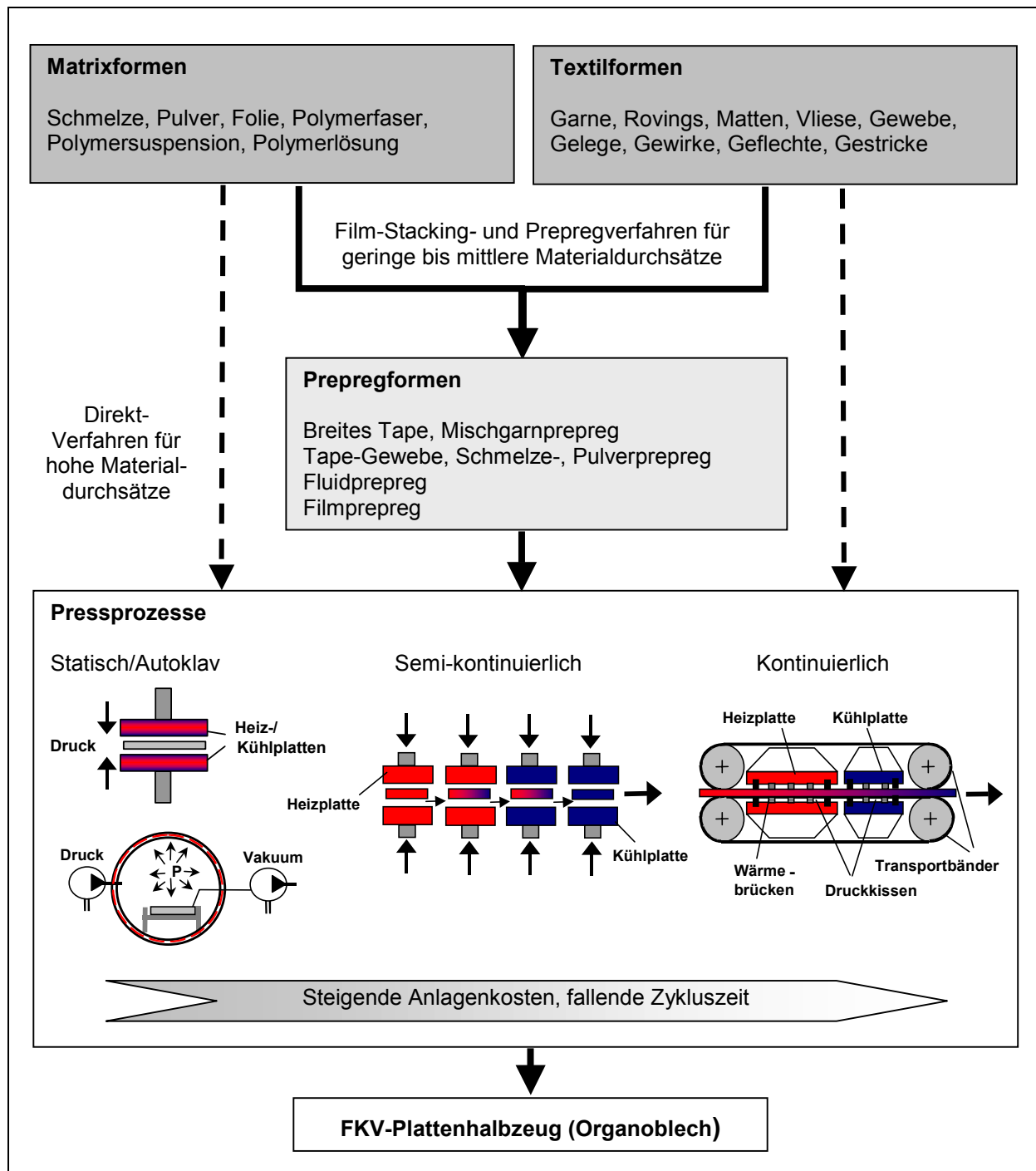


Bild 2.4: Prinzip der Halbzeugherstellung [12]

Für geringe Durchsätze sind eine Druckkammer (Autoklav) oder eine statische Presse ausreichend. Die Zykluszeit ist hoch, da Wärmeein- und -austrag nacheinander am selben Ort erfolgen muss, d.h. in der Regel ein Vielfaches der Halbzeugmasse zunächst aufgeheizt und anschließend wieder abgekühlt werden muss. Diese Situation lässt sich verbessern, indem man zu semi-kontinuierlichen Systemen übergeht. Dabei können verschiedene Abschnitte des Presswerkzeugs unterschiedliche Temperaturen einnehmen, u.U. auch unterschiedliche Drücke aufbauen. Das zu verpres-

sende Material wird während des periodischen Öffnens der Presse weiterbewegt, so dass höhere Durchsätze möglich werden.

Schließlich existieren auch voll kontinuierliche Presssysteme, insbesondere in Form von Doppelbandpressen [28]. Hierbei wird das Gut zwischen zwei Stahlbändern durch die Presse transportiert. Die Bänder werden von zwei oberen und zwei unteren Walzen geführt und erlauben einen gleichmäßigen Durchlauf des Pressmaterials. Bei isochoren Pressen werden Temperatur und Druck zumeist über einen inneren Rollenstangenteppich auf die Bänder übertragen, bei isobaren Pressen über ein (Hochtemperatur-)Öl, das im Kreislauf durch die Anlage gepumpt wird. Doppelbandpressen erlauben vergleichsweise den höchsten Durchsatz, weisen anlagentechnisch allerdings auch die höchste Komplexität auf.

2.4 Prozesskette

Um die Organobleche aus ihrer flächigen in eine bauteilrelevante, dreidimensionale Form zu überführen, bieten sich unterschiedliche Prozessfolgeschritte an. Zur Herstellung profilähnlicher Produkte wird das sog. Rollformen eingesetzt. Das Organoblech wird hierbei durch ein System mehrerer geheizter Rollenpaare geführt. Die Rollen verfügen über eine an Ausprägung zunehmende Profilierung, die sie kontinuierlich auf das Organoblech bis zur gewünschten Endkontur übertragen [29].

Für die Realisierung komplexerer Geometrien werden Thermoformverfahren eingesetzt. Gewöhnlich ist dabei ein Unterwerkzeug (Matrize) der Negativform des zu fertigenden Bauteils nachgestellt. Das Organoblech wird in einem Infrarotstrahlerfeld bis zum Erweichen des Polymers aufgeheizt und anschließend mittels Diaphragmen, Elastomerblock, Metall- oder Silikonstempel unter Druck in die Form gepresst und wieder abgekühlt [30, 31, 32, 33]. Den zeitbestimmenden Schritt stellt dabei die Aufheizphase dar. Die Formgebung und Abkühlung des Organobleches erfolgen durch unmittelbaren Druckaufbau und Wärmeabfuhr im temperierten Werkzeug relativ schnell.

Die Trennung der Schritte Halbzeugherstellung (Imprägnierung), anschließende Halbzeugaufheizung (im Infrarotstrahlerfeld) und Formgebung inklusive Abkühlung in eine serielle Abfolge ermöglicht die bereits in Kapitel 2.2 angesprochenen kurzen Zykluszeiten in der Größenordnung von einer Minute und untermauert die Großserientauglichkeit der Prozesskette [34]. Hinzu kommt die Möglichkeit, mittels Schweißverfahren wie Vibrations- oder Induktionsschweißen Bauteile zu fügen, um noch

komplexere Gesamtstrukturen zu fertigen. Insbesondere in der Luft- und Raumfahrt bestehen hier bereits eine Reihe konkreter Anwendungsfälle [35, 36].

Es wird offensichtlich (vgl. Bild 2.5), dass sich für die Verarbeitung endlofaserverstärkter Thermoplaste von der Halbzeugherstellung bis hin zur Bauteilgenerierung eine abgestimmte, geschlossene Prozesskette anbietet und diese somit der industriellen Fertigungsweise uneingeschränkt zugänglich ist.

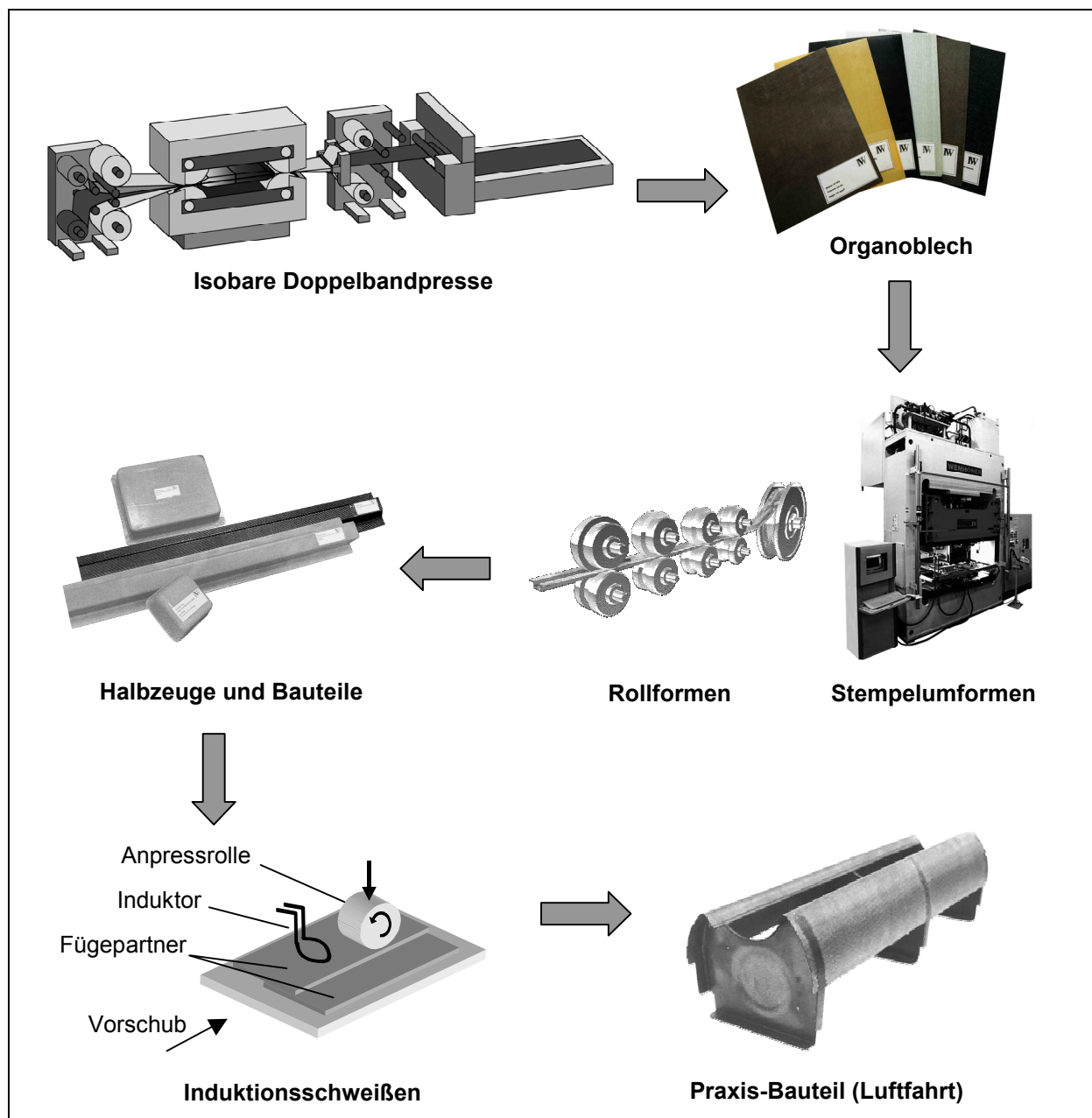


Bild 2.5: Prozesskette für endlofaserverstärkte Thermoplaste

3 Oberflächenproblematik

3.1 Optische Eigenschaften

Das Erscheinungsbild eines Organobleches wird wie das bei einer jeden Oberfläche durch seinen Farbeindruck und sein Glanzvermögen charakterisiert.

Die Farbe ergibt sich durch Absorption bestimmter Anteile (Wellenlängen) des einstrahlten Lichtes. Verantwortlich hierfür ist vor allem die äußere Schicht des Werkstoffs, wie z.B. eine Lackierung. Aber auch die Beschaffenheit innerer Schichten, folglich des Substrats unter der Lackierung, wirkt sich aus [37].

Als Glanzvermögen bezeichnet man die Fähigkeit einer Oberfläche, auftreffendes Licht gerichtet zu reflektieren, so dass eine hohe Abbildungsqualität des gespiegelten Objektes resultiert. Der Glanz hängt vom Materialtyp selbst, der Oberflächenrauigkeit und der Beleuchtung ab:

Der Materialtyp hat einen Einfluss auf die Quantität der reflektierten Lichtmenge. Die Oberflächenrauigkeit quantifiziert Gestaltabweichungen im μm -Bereich entlang der „Basislinie“ des Oberflächenprofils (vgl. Bild 3.4) und bewirkt eine Streuung des Lichts. Je höher die Rauigkeit der Substratoberfläche ist, desto mehr Licht wird außerhalb der gerichteten Ebene reflektiert, und die Schärfe des Spiegelbildes wird herabgesetzt. Einen Sonderfall der Lichtstreuung stellt der sogenannte Haze, ein trüber Schleier, dar, der durch einen Streulichtanteil geringer Intensität im Bereich $\pm 1^\circ$ neben der Hauptreflexionsebene verursacht wird. Eine ungerichtete, diffuse Beleuchtung hat ebenfalls eine Verminderung der Abbildungsqualität zur Folge [38].

Konzentriert sich der Betrachter weniger auf das Spiegelbild, sondern auf die Oberfläche selbst, können wellige Strukturen wahrgenommen werden. Im Unterschied zur Rauigkeit steht der Begriff der Welligkeit für periodische Gestaltabweichungen, bei denen das Verhältnis von Amplitude zu Wellenlänge sehr klein ist. D.h., Strukturelemente an der Oberfläche sind unterschiedlich geneigt, so dass diejenigen, die das Licht in Richtung Auge reflektieren, heller empfunden werden als solche, bei denen das nicht der Fall ist. Die Höhenunterschiede auf der Oberfläche betragen oft nur wenige Mikrometer und liegen unterhalb der Auflösungsgrenze des menschlichen Auges. Das durch das Wechselspiel von Wellenkuppen, Flanken und Tälern hervorgerufene Hell-Dunkel-Muster wird vom System Auge/Gehirn allerdings als dreidimensionale Textur interpretiert [39]. Man bezeichnet diesen Effekt als Verlaufstörung oder Orange Peel. Häufig unterscheidet man noch zwischen langwelligen Störungen ($\lambda > 1 \text{ mm}$), welche aus der Ferne (2-3 m) sichtbar sind, und kurzwelligen Anteilen ($\lambda < 1 \text{ mm}$), die bei naher Betrachtung hervortreten.

Bild 3.1 verdeutlicht schematisch die Schwerpunkte der optischen Wahrnehmung von Oberflächen.

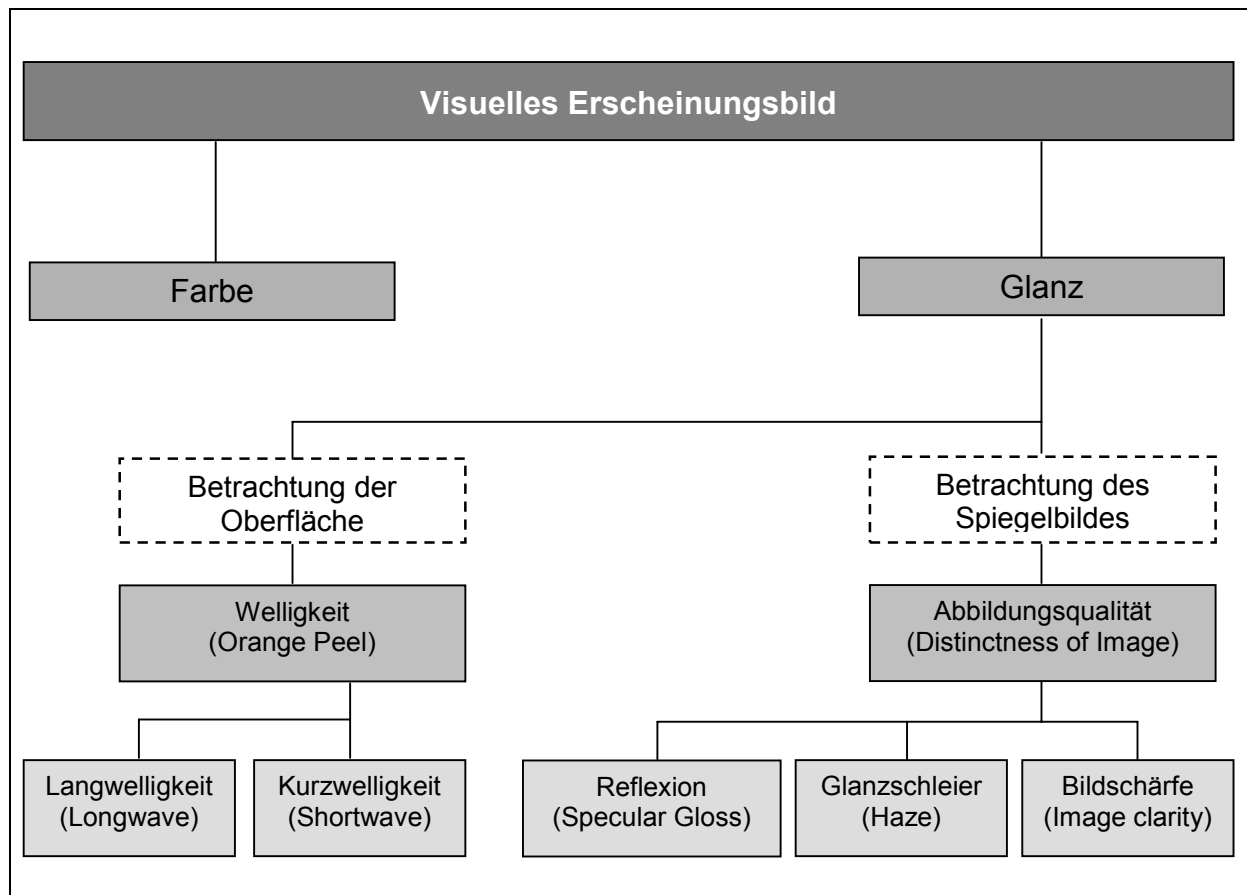


Bild 3.1: Schema der visuellen Wahrnehmung einer Oberfläche

3.2 Oberflächenmängel

Die subjektive Erscheinung einer lackierten Oberfläche setzt sich daher aus einer Vielzahl von visuellen Eindrücken zusammen. Analog können auch unterschiedliche Fehler und Fehlerquellen betrachtet werden [40, 41].

Zum einen kann die Lackierung selbst Mängel aufweisen:

- Verlaufstörungen infolge unsachgemäßen Lackauftrags. Dies wird vor allem bei Mehrschichtlackierungen (Grundierung, Basislack, Klarlack) deutlich, kann aber prinzipiell auch beim Klarlackieren eingefärbter Kunststoffe auftreten.
- Partikeleinschluss durch ungenügende Raumreinheit, z.B. aufgrund an den Lackierprozess angrenzender Arbeitsschritte.

Zum anderen gibt es Oberflächenfehler, die aus dem Wechselspiel von Substrat und Lackierung resultieren:

- Rissbildung bei hohem Unterschied hinsichtlich thermischer Ausdehnung von Lack und Substrat.

- Farbabweichung: Der Farbeindruck einer konventionell lackierten Oberfläche wird nicht nur vom Decklack, sondern auch vom Substrat beeinflusst. Dadurch können verschiedene Substrate trotz gleicher Lackierung einen unterschiedlichen Farbeindruck hervorrufen.
- Porosität: Sind bei der Verarbeitung Gaseinschlüsse in der Nähe der Substratoberfläche entstanden, steigt durch die Temperaturerhöhung bei der Lackaushärtung auch der Druck des eingeschlossenen Gases an. Dies kann zu Lackerhebungen, Bläschen oder gar zum Durchstoßen der Lackschicht (Nadelstiche) führen.

Schließlich besitzt das Substrat auch Oberflächencharakteristika, die ursächlich unabhängig vom Lackauftrag sind. Dazu zählen:

- Formabweichung/Welligkeit: Sie wird von den Rahmenbedingungen des Herstellungsprozesses (Pressform, Druck- und Temperaturverlauf) bestimmt.
- Faserdurchzeichnung: Sie entsteht infolge der höheren thermischen Schwindung der Matrix gegenüber der Faserkomponente in der Konsolidierungs- bzw. Solidifikationsphase sowie der ungleichmäßigen Verteilung von Faser- und Matrixanteil im Werkstoff (vgl. Bild 3.2).

Nach einem Lackauftrag wird die Faserdurchzeichnung häufig etwas abgemindert und nur noch als Welligkeit wahrgenommen.

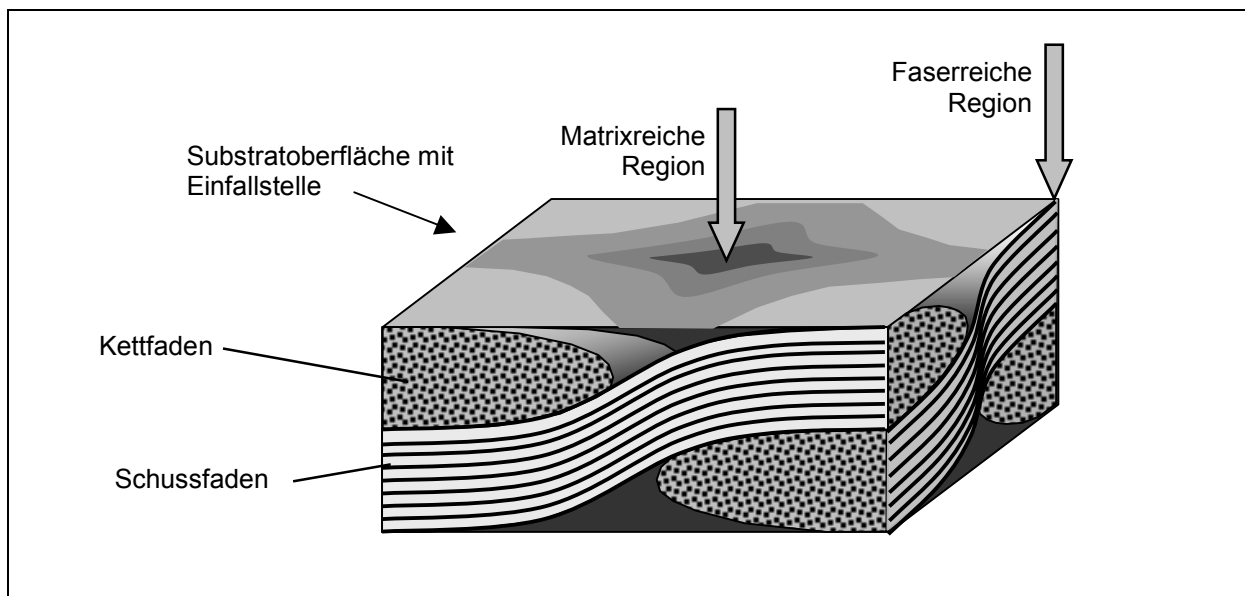


Bild 3.2: Entstehung der Faserdurchzeichnung am Beispiel einer Gewebeverstärkung

Je höher der Glanzgrad einer Oberfläche ist, desto besser kann man die Faserdurchzeichnung (Textur) mit bloßem Auge auf der Oberfläche erkennen. Die Regelmäßigkeit der Faserverstärkung bewirkt ein periodisches Hell-Dunkel-Muster, welches für den Betrachter deutlich hervortritt, insbesondere an den Helligkeitsübergängen aufgrund gespiegelter Objekte (vgl. Bild 3.3). Aus diesen Gründen muss die ver-

stärkungsinduzierte Oberflächentextur als größtes werkstoffspezifisches Hindernis für eine Oberfläche mit geforderter „Class A“-Qualität angesehen werden.

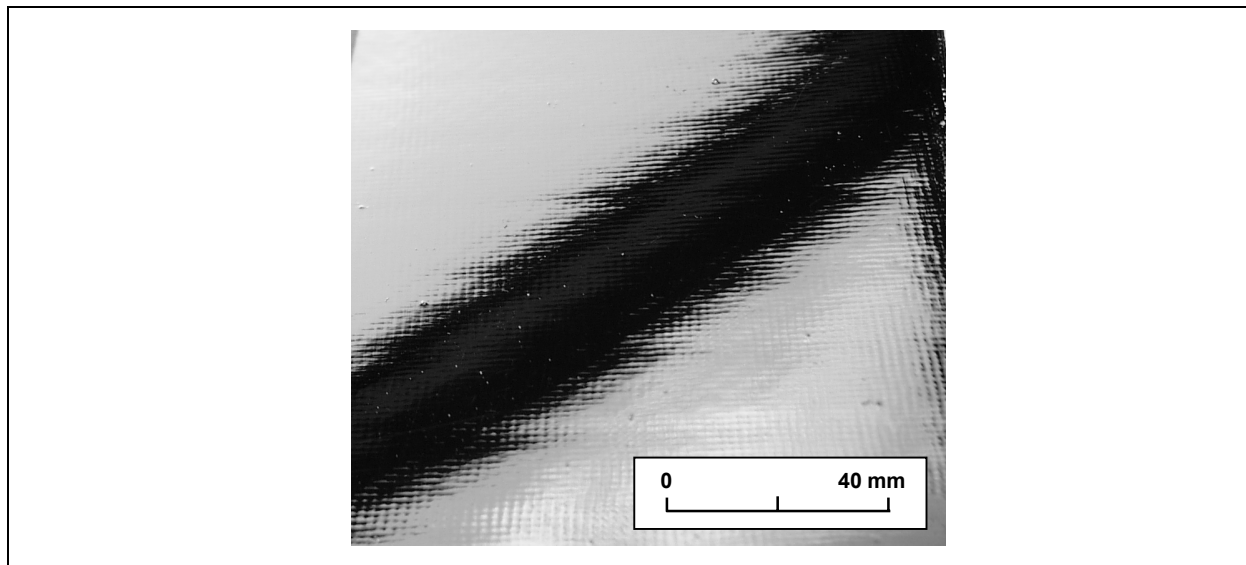


Bild 3.3: Spiegelung eines Fensterrahmens auf herkömmlichem Organoblech

Zusammenfassend ist festzustellen, dass eine Vielzahl an Oberflächendefekten bei Verbundwerkstoffen möglich ist. Sie überlagern sich gegenseitig und sind infolgedessen nicht leicht ursächlich voneinander abgrenzbar (z.B. Welligkeit durch Gewebeerstärkung oder infolge Lackverlauf). Generell ist eine Lackierung nicht in der Lage, substratseitige Fehler zu überdecken, manche Defekte (Porosität, Welligkeit) werden sogar erst durch eine Lackierung, d.h. durch den erhöhten Glanz, deutlich sichtbar.

3.3 Oberflächenbeurteilung und Messmethodik

3.3.1 „Class A“-Definition

Der Begriff der „Class A“-Oberfläche findet zwar häufig Verwendung, doch existiert für ihn keine allgemeingültige Definition oder Norm [10]. Vielmehr sind die Anforderungen, die an Oberflächen gestellt werden, von mehreren Faktoren abhängig:

Zum einen setzt der Markt (Asien, Europa, USA) aufgrund spezifischer Traditionen verschiedene Ansprüche. Weiterhin wird an Fahrzeuge der Luxus-Klasse gewöhnlich auch ein höherer Maßstab hinsichtlich Oberflächengüte angelegt als bei Wagen der Kompaktklasse. Darüber hinaus spielen die Philosophie der jeweiligen Marke eine Rolle sowie die Art und Positionierung des Bauteils am Kfz.

Die Automobilfirmen setzen dabei verschiedene Richtwerte hinsichtlich singulärer Fehler (z.B. Staubeinschlüsse), des Glanzgrades, der Farbübereinstimmung und der

Welligkeit. Letztendlich muss die Oberflächenqualität eines FKV-Bauteils derart beschaffen sein, dass sie von der Oberfläche eines benachbarten konventionellen Bauteils nicht zu unterscheiden ist.

Aufgrund der uneinheitlichen, bisher wenig objektivierbaren „Class A“-Definitionen erscheint es sinnvoll, zunächst festzulegen, welche oberflächenrelevanten Eigenschaften bei einer Analyse berücksichtigt werden sollen und auf welche Weise sie einfach, objektiv und reproduzierbar erfasst werden können. Folgende Oberflächenmerkmale werden daher einer eingehenden Betrachtung unterzogen:

3.3.2 Rauhigkeit

Zur Messung der Rauhigkeit stehen am IVW ein *Perthometer* und *Profilometer* zur Verfügung. Sie tasten mechanisch bzw. berührungslos (mittels Laser) die zu untersuchende Oberfläche linienhaft ab und nehmen ihr Profil auf. Eine inhärente Software gibt Aufschluss über eine Reihe von Rauheitskennwerten.

Von Interesse ist vor allem der Mittenrauhwert R_a . Nach DIN ISO 4768 stellt er die mittlere Abweichung des Profils von der Basislinie dar [42]. Diese wiederum wird so gelegt, dass die Flächen zwischen Profil und Basislinie ober- und unterhalb derer gleich groß sind. Gekrümmte Profilverläufe werden dabei nachgestellt. Es ist wichtig, dass die Basislinie über ausreichend und gleichbleibend viele Stützpunkte verfügt, so dass der Einfluss der Welligkeit in der Berechnung minimiert wird (vgl. Bild 3.4).

$$R_a = \frac{1}{x_0} \int_0^{x_0} |y| \, dx \quad (3.1)$$

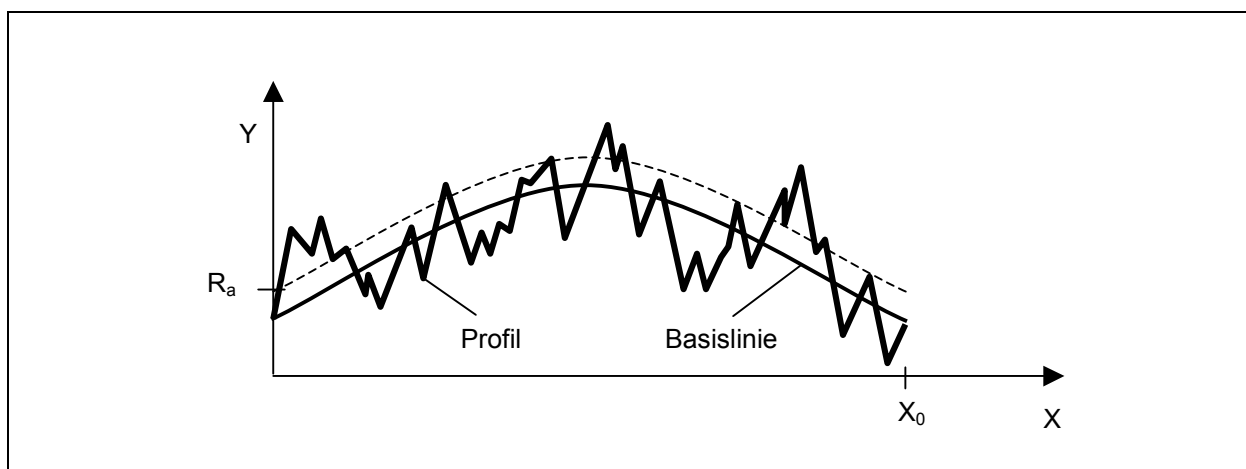


Bild 3.4: Schema der Ermittlung des Mittenrauhwertes

3.3.3 Glanz

Das Glanzvermögen ist reziprok mit der Rauhigkeit verknüpft. Darauf basiert das Prinzip eines Glanzmessgerätes (vgl. Bild 3.5): Es sendet einen Lichtstrahl auf die Oberfläche und misst die gerichtete Reflexion (0 - 100 %). Je rauher eine Oberfläche ist, desto größer wird der Anteil des Lichts, der außerhalb der gerichteten Ebene gestreut wird, und der Glanzgrad nimmt ab. Das Maß an Reflektion hängt darüber hinaus stark vom Einfallswinkel des Lichtes ab. Bei wachsendem Winkel zum Lot der Fläche nimmt auch der reflektierte Lichtanteil zu. Darum muss für vergleichende Messungen der Einstrahlwinkel zur Oberflächennormalen stets konstant gehalten werden. DIN 67530 gibt Aufschluss über die Wahl eines geeigneten Winkels in Abhängigkeit der Oberflächenglätte. Für mittelglänzende Oberflächen wird $\alpha = 60^\circ$ empfohlen.

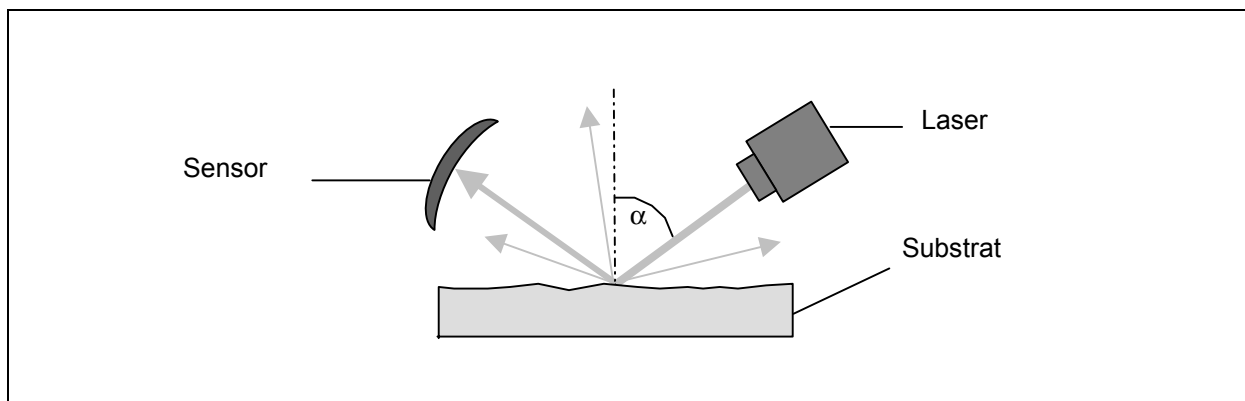


Bild 3.5: Prinzip der Glanzmessung

3.3.4 Topografie

Zur exakten Erfassung der Oberflächentopografie wird ebenfalls das Profilometer eingesetzt. Durch eine Vielzahl paralleler „Linien-Scans“ mit hoher Punktedichte ergibt sich ein dreidimensionales Abbild der Oberfläche. Die vertikale Auflösung liegt bei $0,01\ \mu\text{m}$. Bild 3.6 zeigt beispielhaft die Draufsicht auf eine FKV-Oberfläche mit textiler Verstärkung (Köper 2/2). Die Aufnahme stellt tiefe Stellen dunkel und hohe Bereiche hell dar.

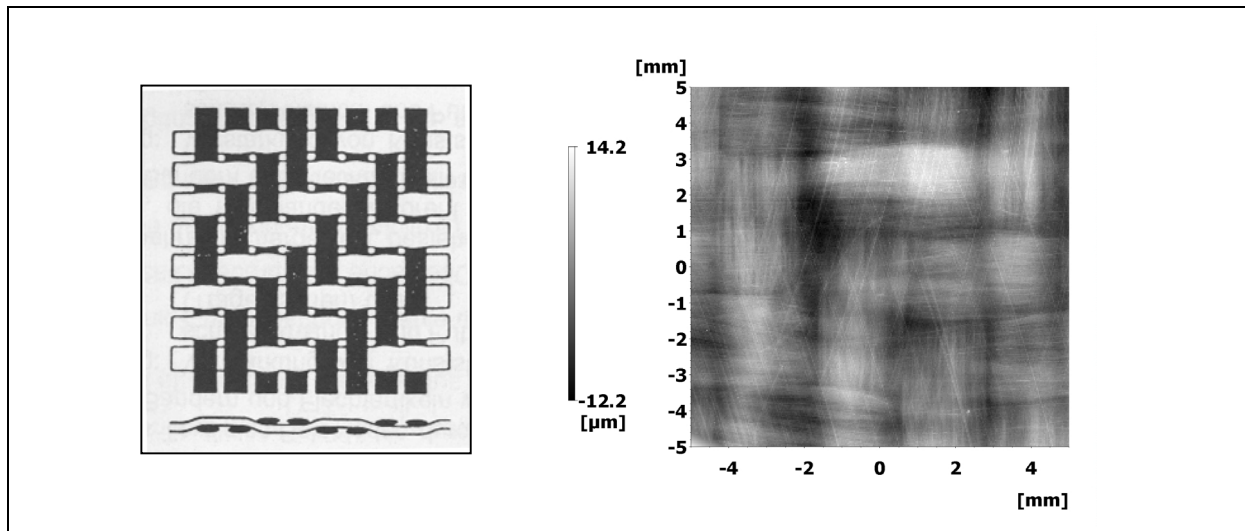


Bild 3.6: Köper-2/2-Bindungsschema (links) und reale Profilometeraufnahme eines Köper 2/2-verstärkten Substrates

3.3.5 Welligkeit

Zur reproduzierbaren Quantifizierung der Oberflächenwelligkeit existieren eine Reihe von Untersuchungsmethoden. Bei den taktilen Methoden wird die Oberfläche mechanisch abgetastet und ein Kurvenzug ermittelt. Berührungslose Untersuchungsmethoden basieren darauf, die Oberfläche mit einem Licht- bzw. Laserstrahl abzutasten und die Intensitätsschwankung des Strahls oder die Verzerrung seines Verlaufs nach der Reflexion aufzunehmen [43, 44, 45]. Durch geeignete Filterung können anschließend die Welligkeitsanteile, die von Interesse sind, analysiert werden. Als Maß für die Welligkeit dient die Standardabweichung zum Mittelwert der betrachteten Größe.

Eine der neueren Methoden, auf Basis dieser Funktionsweise den visuellen Eindruck quantitativ zu erfassen, wird von dem Gerät Wavescan-plus® der Firma BYK-Gardner, repräsentiert. Gemäß der optischen Wahrnehmung werden die kurzwelligen Gestaltabweichungen ($0,1 \text{ mm} < \lambda < 0,6 \text{ mm}$, aus naher Betrachtung erkennbar) und die langwelligen Unebenheiten ($0,6 \text{ mm} < \lambda < 10 \text{ mm}$, bei entfernter Betrachtung sichtbar) getrennt voneinander quantifiziert. Dabei gilt: Je kleiner die Werte (Standardabweichungen zum Mittelwert der Helligkeit), desto „ebenennaher“ die Fläche.

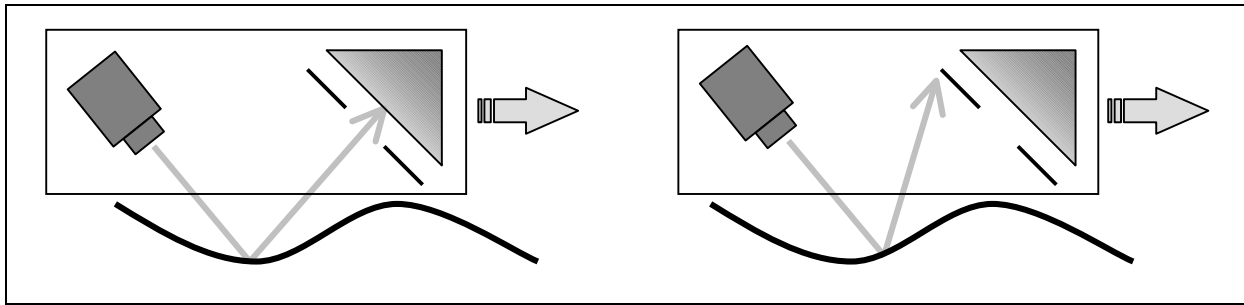


Bild 3.7: Optische Erfassung der Welligkeit mit Wavescan-plus®: Schwankung der reflektierten Strahlungsintensität infolge Wellentäler, -kuppen und flanken

Berührende und berührungslose Messverfahren haben jeweils Vor- und Nachteile. Die berührende Methode lässt sich auf allen Substraten durchführen, beeinflusst aber durch den erforderlichen Anpressdruck die Oberfläche selbst und kann irreversible Deformationen verursachen. Die optischen Messverfahren schädigen die Oberfläche nicht, sind allerdings nur bei Oberflächen mit ausreichendem Reflexionsvermögen (geringe Feinstruktur) einsetzbar.

Problematisch bleibt der Aspekt, aus der Eigenschaft einer Linie auf die Charakteristik einer Fläche schließen zu wollen. Hierbei können sich Fehler bei der Interpretation der Daten ergeben.

3.3.6 Farbeindruck

Der Farbton einer Oberfläche als solcher ist zunächst keine Eigenschaft, welche die „Class A“-Qualität tangiert. Bedeutung erlangt diese Größe erst, wenn die Übereinstimmung mit einer Referenzfarbe verlangt wird. Diese Frage des „Colourmatching“ stellt sich generell bei der Lackierung unterschiedlicher Werkstoffe oder beim Einsatz verschiedener Lackchargen [46]. Es handelt sich demnach nicht um ein verbundwerkstoffspezifisches Problem.

Vor diesem Hintergrund ist in dieser Arbeit der Farbton nicht als zu beurteilende Größe verfolgt worden.

3.4 Stand von Forschung und Technik

Bisherige Arbeiten zur Analyse der Oberflächenphänomenologie von faserverstärkten Kunststoffen beschäftigen sich vornehmlich mit der Faserdurchzeichnung und dadurch hervorgerufenen Welligkeit. Die Untersuchungen werden hierbei von der Betrachtung der Duomere dominiert. Das liegt zunächst daran, dass duomere FKV bereits länger eingesetzt werden und auf dem Markt weiter verbreitet sind als

thermoplastische Verbunde [47]. Die Imprägnierung von Fasern mit Harzsystemen ist aufgrund ihrer guten Fließfähigkeit grundsätzlich weiter verbreitet, da thermoplastischen Matrices auch in der Schmelze noch hochviskos sind. Zusätzlich bewirken thermoplastische Matrices im Vergleich zu Duromeren in der Regel eine höhere Oberflächenwelligkeit, da ihre Matrixschwindung im Verarbeitungsprozess zumeist größer ist.

3.4.1 Modell nach Kia

Eine erste theoretische Analyse des Phänomens der Faserdurchzeichnung findet sich in den Arbeiten von Kia [48-52]. Er untersuchte die Texturausbildung an der Oberfläche glasfaserverstärkter Duroplaste und entwickelte hierbei einen Modellansatz zur Abschätzung der Oberflächenwelligkeit von unidirektional endlosfaserverstärkten Verbunden in Abhängigkeit von werkstoffrelevanten Größen.

Grundlage seines 2D-Modells ist die Annahme von drei charakteristischen Bereichen beim oberflächennahen Schnitt durch das Bauteil (vgl. Bild 3.8):

Die entlang der Oberfläche verlaufenden Rovings bilden ein faserdominiertes Gebiet und begrenzen einen dazwischen liegenden matrixreichen Sektor. Nach unten hin werden die Bereiche durch die Verstärkungen des Bauteilinneren begrenzt, darüber verläuft eine äußere Deckschicht, die aus matrixgleichem oder –ungleichem Material bestehen kann.

Das Modell berücksichtigt ausschließlich Schrumpfungsvorgänge in vertikaler Richtung (y), also normal zur Oberfläche. Eine etwaige Kontraktion des Matrixgebietes in horizontaler Richtung wird von Kia unter den gegebenen geometrischen Bedingungen als vernachlässigbar angesehen.

Die Modellierung beruht auf der Annahme, das matrixreiche Gebiet (inklusive Deckschicht) in N einzelne schmale Schichten parallel zur Oberfläche aufzuteilen. Sie werden als Biegebalken mit den entsprechenden mechanischen Eigenschaften betrachtet. Durch die thermische Schwindung ihrer jeweils darunter befindlichen Schichten erfahren sie eine mechanische Belastung und daraus resultierend eine Verformung. Die zum Inneren gerichteten Kräfte werden durch eine Federanordnung symbolisiert.

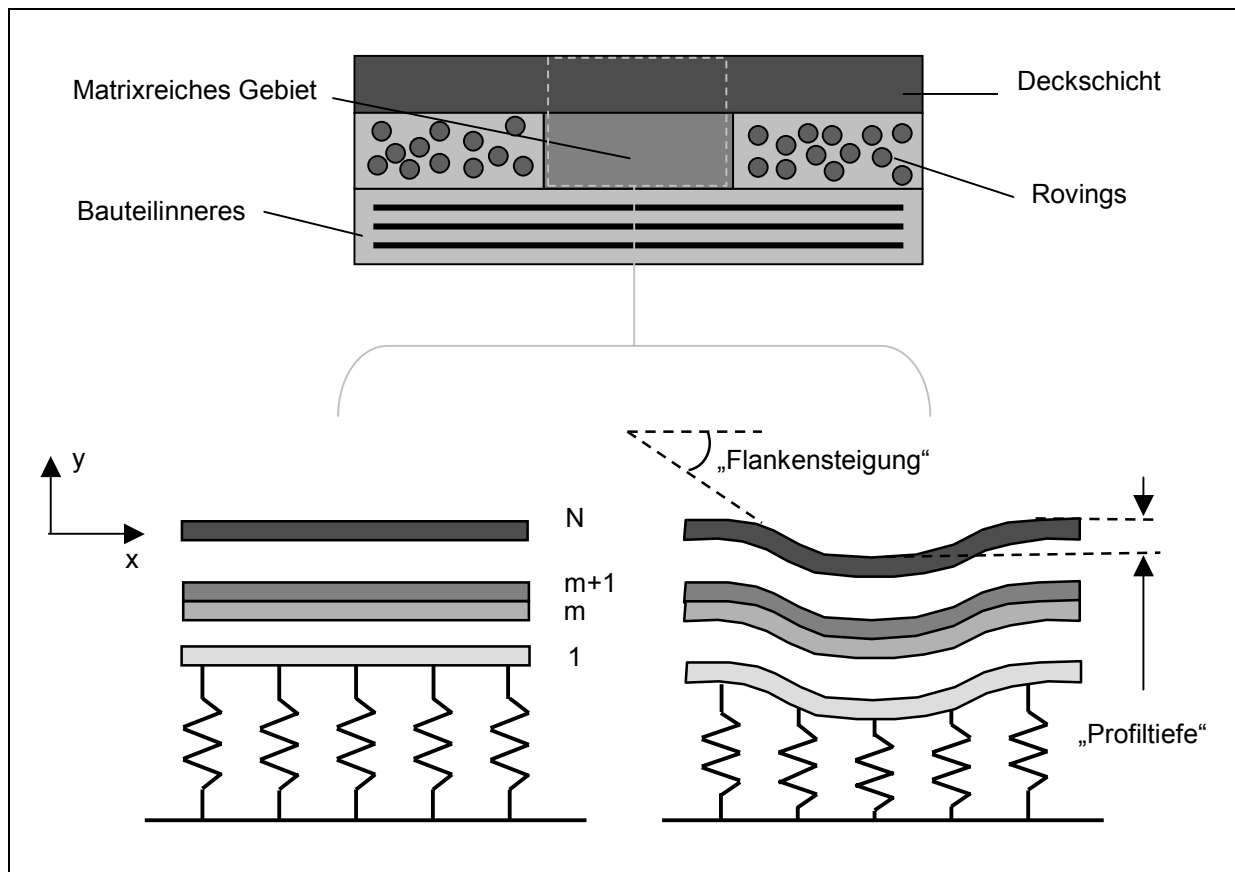


Bild 3.8: Modellvorstellung nach Kia [50]

Eine Kräfte- und Momentenbilanz um einen kurzen Ausschnitt der m-ten Schicht in x-Richtung ergibt folgenden Zusammenhang:

$$E_x I_m \frac{d^4 y_m}{dx^4} = E_{oy} \frac{\frac{h}{N} \cdot \Delta\alpha + y_m}{\frac{h}{N} \cdot m} \quad (3.2)$$

mit E_x : Elastizitätsmodul der betrachteten Schicht in x-Richtung

I_m : Flächenträgheitsmoment bzgl. x-Achse

E_{oy} : Elastizitätsmodul der Matrix in y-Richtung

h : effektive Dicke der faserreichen Region in y-Richtung

N : Anzahl der infinitesimal dünnen Schichten

$\Delta\alpha$: Differenz der thermischen Ausdehnung zwischen Matrix und Faser, bezogen auf Einheitsdicke und vorgegebenen Temperatursprung ΔT

m : Nummerierung der Schichten

y_m : Ortskoordinate der m-ten Schicht

Die analytische Lösung dieser Differentialgleichung liefert einen Ausdruck für den Verlauf der Oberfläche (Durchbiegung der N-ten Schicht) über dem matrixreichen Gebiet (Laufkoordinate x) in Abhängigkeit von den Elastizitätsmoduli des Harzes und der Deckschicht, dem thermischen Ausdehnungsverhalten von Matrix und Fasern sowie von geometrischen Abmessungen (effektive Dicke der Faserregion, Dicke der Deckschicht).

Da die analytische Lösung relativ komplex ist, lässt sich der Einfluss der einzelnen Parameter nicht an der Gleichung selbst ablesen. Daher sind, um die Aussagekraft des Modells besser zu erfassen, eigene Simulationsrechnungen durchgeführt worden. Die erforderlichen material- und geometrierelevanten Parameter wurden an ein Organoblech mit PA 6.6 als Matrix und Glasfaserverstärkung angelehnt.

Den faserreichen Gebieten entsprechen zwei parallel an der Oberfläche verlaufende Rovings, welche ein der Oberfläche zugewandtes matrixreiches Gebiet begrenzen. An der Oberseite wird eine Beschichtung berücksichtigt, die sowohl faser- als auch matrixreiche Gebiete überdeckt. Der vereinfachte Transfer der geometrischen Verhältnisse in die Modellvorstellung wird in Bild 3.9 erläutert:

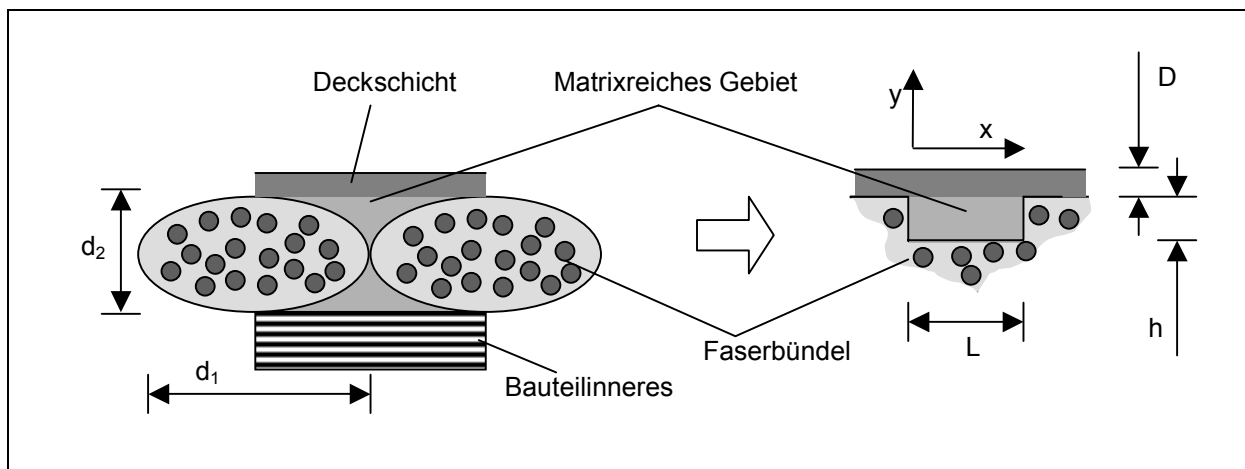


Bild 3.9: Schema der gewählten Halbzeuggeometrie (links) und Anpassung an das Modell (rechts) für die Simulationsbeispiele

Die Simulationsrechnungen zeigen, dass z.B. durch eine höhere Steifigkeit der Deckschicht die Oberflächenkrümmung verringert wird. Vor allem aber wirkt sich eine zunehmende Dicke derselben positiv aus, zunächst nur auf die Flankensteigung, später auch auf die Profiltiefe.

Verkleinert man die effektive Dicke h der faserreichen Region in y -Richtung, wird die Profiltiefe der Oberflächendeformation stark vermindert. Praktisch wäre dies durch den Gebrauch feinerer Faserbündel zu realisieren. Eine Verkleinerung des Ausmaßes des matrixreichen Gebietes L hat weder auf die Tiefe noch auf die Flankenstei-

gung des Profils einen Einfluss, solange L wesentlich größer als die effektive Faserdicke h ist ($L > 3h$). Erst ab $L < 3h$ wird durch eine weitere Verkleinerung von L eine Verringerung der Oberflächendeformation erreicht.

Einen großen Einfluss hat erwartungsgemäß die Differenz $\Delta\alpha$ der thermischen Ausdehnung zwischen Faser und Matrix. In Bild 3.10 wird der Verlauf der Oberfläche in Abhängigkeit dieser Größe dargestellt: Die Differenz $\Delta\alpha$ der thermischen Ausdehnung zwischen Faser und Matrix wirkt sich sowohl auf die Krümmung als auch sehr stark (nahezu proportional) auf die Tiefe des Profils aus. Das leichte Überspringen der Verläufe ist vermutlich auf die grobe Diskretisierung des Modellansatzes (Anzahl der Biegeschichten $N = 30$) zurückzuführen.

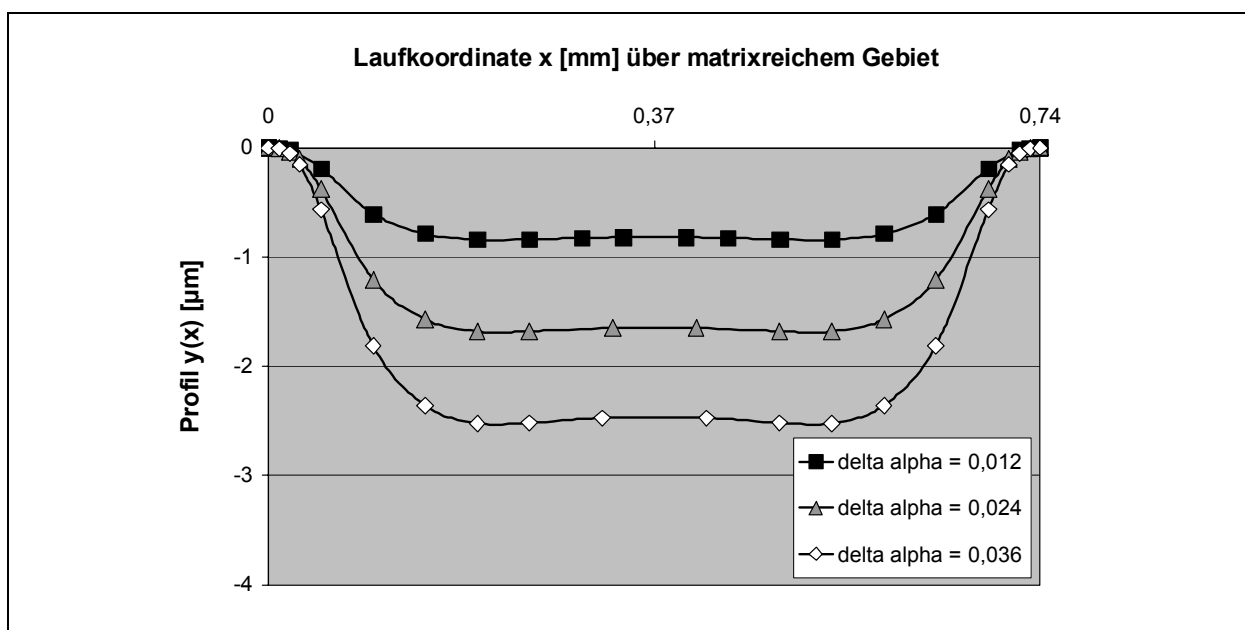


Bild 3.10: Oberflächenkrümmung in Abhängigkeit von der normierten Differenz $\Delta\alpha$ der thermischen Ausdehnung von Faser und Matrix (Deckschicht: $100\ \mu\text{m}$)

Die geometrischen Grundannahmen des Modells sind sehr stark vereinfacht und geben die Verhältnisse insbesondere bei einer Gewebeverstärkung nur ansatzweise wieder. Das aufgeführte Simulationsbeispiel kann somit lediglich einen ersten Eindruck dafür vermitteln, welchen qualitativen Einfluss einzelne Parameter auf die Ausbildung der Oberflächentextur haben.

3.4.2 Modell nach Chamis

Um die Verhältnisse einer Gewebeverstärkung exakter zu berücksichtigen, entwickelten Chamis u.a. [53] ein eigenes Modell auf Basis der Finiten Elemente. Auch sie beschäftigten sich mit dem Phänomen der Faserdurchzeichnung an der Oberfläche.

Am Beispiel einer Leinwandbindung werden zwei charakteristische Querschnittsgebiete definiert, eines mit mittigem Kreuzungspunkt und hohem Faservolumengehalt (a) sowie eines mit mittlerer Matrixregion und niedrigem Faservolumengehalt (b) (vgl. Bild 3.11).

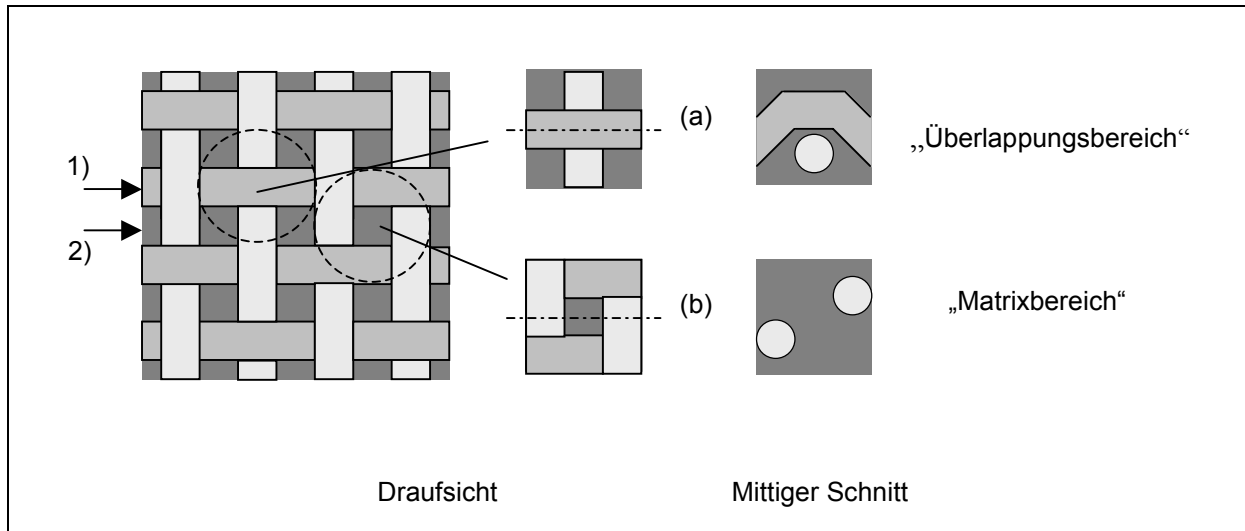


Bild 3.11: Charakteristische Einheitszellen bei Leinwandbindung gemäß der Modellvorstellung von Chamis

Basierend auf diesen beiden Einheiten wurde ein 2-dimensionales Finite-Elemente-Modell für den Oberflächenquerschnitt entwickelt. Dabei werden zum einen das Profil entlang der Überlappungsstellen in Pfeilrichtung 1) durch Aneinanderreihung der Einheitszellen a) berechnet, zum anderen das Profil der matrixreichen Gebiete in Pfeilrichtung 2) durch eine Abfolge der Elemente b) ermittelt. Berechnungen für ein System mit Kohlenstofffasern und Epoxidharz weisen auf den starken Einfluss der Aushärtungstemperatur und der Änderung des Matrixgehalts im Querschnitt auf die Oberflächentextur hin. Ebenso wurde aufgezeigt, dass eine Feuchtigkeitsaufnahme (von ca. 1 %_{Masse}) eine Verringerung des Matrixschrumpfes und damit der Welligkeit bewirken kann.

Die FEM-Modellierung gemäß Chamis konnte aufgrund fehlender eigener Software nicht für Simulationsrechnungen genutzt werden. Die in der Literatur beschriebenen Resultate weisen grundsätzlich in dieselbe Richtung wie die Berechnungen von Kia.

In einer Reihe weiterer Forschungsarbeiten wurde die dreidimensionale Architektur von textilverstärkten Verbunden noch gründlicher als von Kia und Chamis untersucht und ihr mechanisches Verhalten in Abhängigkeit geometrischer Größen wie Wellenförmigkeit, Faservolumengehalt sowie der vorliegenden Randbedingungen analysiert [54, 55, 56]. Jedoch bieten sie keinen Bezug zur Interaktion mit der polymeren Matrix und dem daraus resultierenden Oberflächenprofil.

3.4.3 Experimentelle Befunde

Die Modellierung von Wirrfaserverstärkungen (SMC, GMT) erschien aufgrund der komplexen unregelmäßigen Struktur und des schwer zu erfassenden mechanischen Verhaltens bis jetzt wenig aussichtsreich, um zuverlässige Vorhersagen zur Oberflächengüte der daraus hergestellten Verbunde ableiten zu können [15]. Darum liegt insbesondere bei diesen Verbunden der Schwerpunkt der Forschungsaktivitäten auf der experimentellen Seite.

Im Bereich der Sheet Moulding Compound (SMC) spielen Fragen der Oberflächenqualität schon lange eine Rolle. Häufig werden Porosität und Einfallstellen in nicht ausgefüllten Kavitäten kritisiert. Im Hinblick auf die Faserdurchzeichnung gehört der Einsatz schwindungsarmer Harze durch Addition entsprechender Füllstoffe (Mineralien, Thermoplaste) mittlerweile zum Stand der Technik. Erste Erfolge zur Reduktion von Faserdurchzeichnung und Verzug erzielte man z.B. mit „Low Shrink Polyestern“ [57]. Begemann [58] konnte durch modifiziertes Polypropylen mit erhöhter Fließfähigkeit die Oberflächengüte von GMT-Bauteilen verbessern.

Im Bereich der duromeren Hochleistungsverbunde stellt die Oberflächenproblematik von RTM-Teilen einen Schwerpunkt dar. Neben der Vermeidung von Porenbildung [59] ist die Frage der Matrixschwindung hochaktuell. Arbeiten von Reuter [74] zeigen das Potenzial auf, durch ausgewählte Harzsysteme, möglichst homogene Verstärkungsstrukturen und optimierte Prozessführung RTM-Bauteile mit „Class A“-Fähigkeit zu erhalten. In der Serienfertigung bieten zur Zeit nur einige SMC-Typen die Fähigkeit zu einer „Class A“-Oberfläche. [10]. Nach wie vor müssen aber häufig kosmetische Nacharbeiten und relativ hohe Ausschussraten in Kauf genommen werden.

Um in-situ eine ansprechende Oberflächenqualität des Bauteils zu bewirken, gewinnen in den letzten Jahren zunehmend Verfahren zum Aufbringen von Kaschierschichten bzw. -folien an Bedeutung. „In-mould-coating“ findet für SMC [60] ebenso wie für kurzfaserverstärkte Thermoplaste (PP) [61] Anwendung. Gewöhnlich werden die Folien thermisch vorgeformt, in die Form eingelegt und anschließend vom Trägermaterial hinterprägt bzw. hinterspritzt [62, 63].

Für endlos faserverstärkte Thermoplaste existieren bislang nur wenige experimentelle Befunde. Für kontinuierlich faserverstärktes PP (Twintex®) wurde beim Stempelumformen ein positiver Einfluss von Kaschierschichten (Vliese, Folien) auf die Oberflächenrauigkeit und den Glanz festgestellt [64]. In weiteren experimentellen Untersuchungen zur Oberflächencharakteristik von Organoblechen wurden Glanz

und Welligkeit der Bleche in Abhängigkeit von Matrixart und -gehalt, Deckschichtdicke und Konsolidierungsdruck ermittelt [65, 66]. Die besten Resultate ergaben sich bei hohem Matrixgehalt und hoher äußerer Deckschichtdicke bei relativ geringem Prozessdruck.

Bei der Optimierung von Oberflächen ergibt sich neben der verarbeitungstechnischen Problemstellung zudem die Frage nach einer objektiven Beurteilungsmöglichkeit. Eine Reihe von Arbeiten [67, 68, 69] befassen sich mit dieser Problematik, denn die Korrelation zwischen persönlichem visuellen Eindruck und einem quantitativen objektiven Wert ist nicht unmittelbar gegeben [70]. Während singuläre Fehler (Poren, Lunker) am besten mit dem bloßen Auge und Mikrostrukturen mittels Rauheitsmessung und Glanzgraderfassung bewertet werden können, ist die Messung der gewebeinduzierten Welligkeit schwierig. In der Literatur werden verschiedene Methoden vorgeschlagen, die alle im wesentlichen einen Linienzug der Oberfläche mechanisch oder optisch abtasten und aus dem erhaltenen Höhen- bzw. Helligkeitsprofil durch entsprechende Gewichtung (z.B. Fourier-Analyse) Kennwerte für die Welligkeit ableiten.

3.5 Zielsetzung und Arbeitsplan

Das Ziel dieser Arbeit besteht darin, das Anwendungspotenzial für endlos faserverstärkte Thermoplaste durch Verbesserung ihrer Oberflächeneigenschaften zu erweitern. Dies soll durch eine eingehende experimentelle Versuchsreihe und theoretische Analyse der physikalischen Zusammenhänge mittels Finite-Elemente-Modellierung gewährleistet werden.

Ausgehend vom Stand der Technik und der Charakterisierung der maßgeblichen Oberflächeneigenschaften (Rauigkeit, Glanz, Welligkeit) sieht der experimentelle Teil der Arbeit vor, die wesentlichen werkstoffrelevanten Einflussparameter auf die Oberflächengüte zu ermitteln und zu bewerten. Zu den variierten Parametern und einhergehenden Fragestellungen zählen:

- Fasertyp: Welche Bedeutung haben die unterschiedlichen mechanischen und thermischen Eigenschaften der Kohlenstoff- und Glasfaser?
- Matrixtyp: Wie wirken sich die unterschiedliche Matrices, vor allem teilkristalline gegenüber amorphen Polymeren aus?
- Verstärkungstyp: Wie genau spiegelt sich die Geometrie der Verstärkung (Feinheit und Bindungsart) an der Oberfläche wider?

- Lagenabfolge: Ist nur die äußere oder sind auch die inneren Textillagen für die Oberflächentopographie verantwortlich?
- Beschichtung: Welchen Einfluss haben matrixreiche Außenschichten, Deckschichten oder eine konventionelle Lackierung?
- Prozessgrößen: Haben Unterschiede hinsichtlich Druck- und Temperaturverlauf infolge verschiedener Pressverfahren (kontinuierlich, statisch, Autoklav) eine Bedeutung?

Aus der Identifikation und Bewertung möglicher werkstoffrelevanter Einflussparameter auf die Oberflächengüte können dann oberflächenoptimierte Verbunde abgeleitet werden. Neben der Betrachtung des Langzeitverhaltens, d.h. des Einflusses von Temperaturwechsel und Bewitterung, sollen zum Abschluss Variationen der Prozessführung und Formgebung (Thermoformen) die Übertragung der Oberflächenoptimierung von Halbzeugproben auf seriennahe, bauteilrelevante Formen ermöglichen.

Die Motivation für die Modellierung rührt aus der Tatsache, dass noch keine exakte Analyse der dreidimensionalen Architektur von textilverstärkten thermoplastischen Verbunden mit dem Ziel, das resultierende Oberflächenprofil zu beschreiben, erstellt worden ist. Die theoretischen Untersuchungen von Kia oder Chamis beruhen auf geometrischen Vereinfachungen und dem Einsatz von duromeren Harzsystemen. Bei thermoplastischen Polymeren ist infolge des höheren Temperatursprungs, des unterschiedlichen Fließverhaltens und etwaiger Kristallisation eine abweichende Matrixcharakteristik zu erwarten [71].

Somit wird ein eigenes Simulationstool auf Grundlage eines FEM-Modells angestrebt, das eine Implementierung der physikalischen Zusammenhänge im Herstellungsprozess erlaubt. Berücksichtigung sollen die mechanischen und thermischen Eigenschaften der Faser- und Matrixkomponente sowie - möglichst genau - deren geometrischen Abmaße im Halbzeug finden. Ziel ist ein FEM-Modell, welches die resultierende Oberflächentopographie in Abhängigkeit von Werkstoff- und Prozessgrößen wiedergibt.

Bild 3.12 fasst das Gesamtvorhaben in einem Überblick schematisch zusammen:

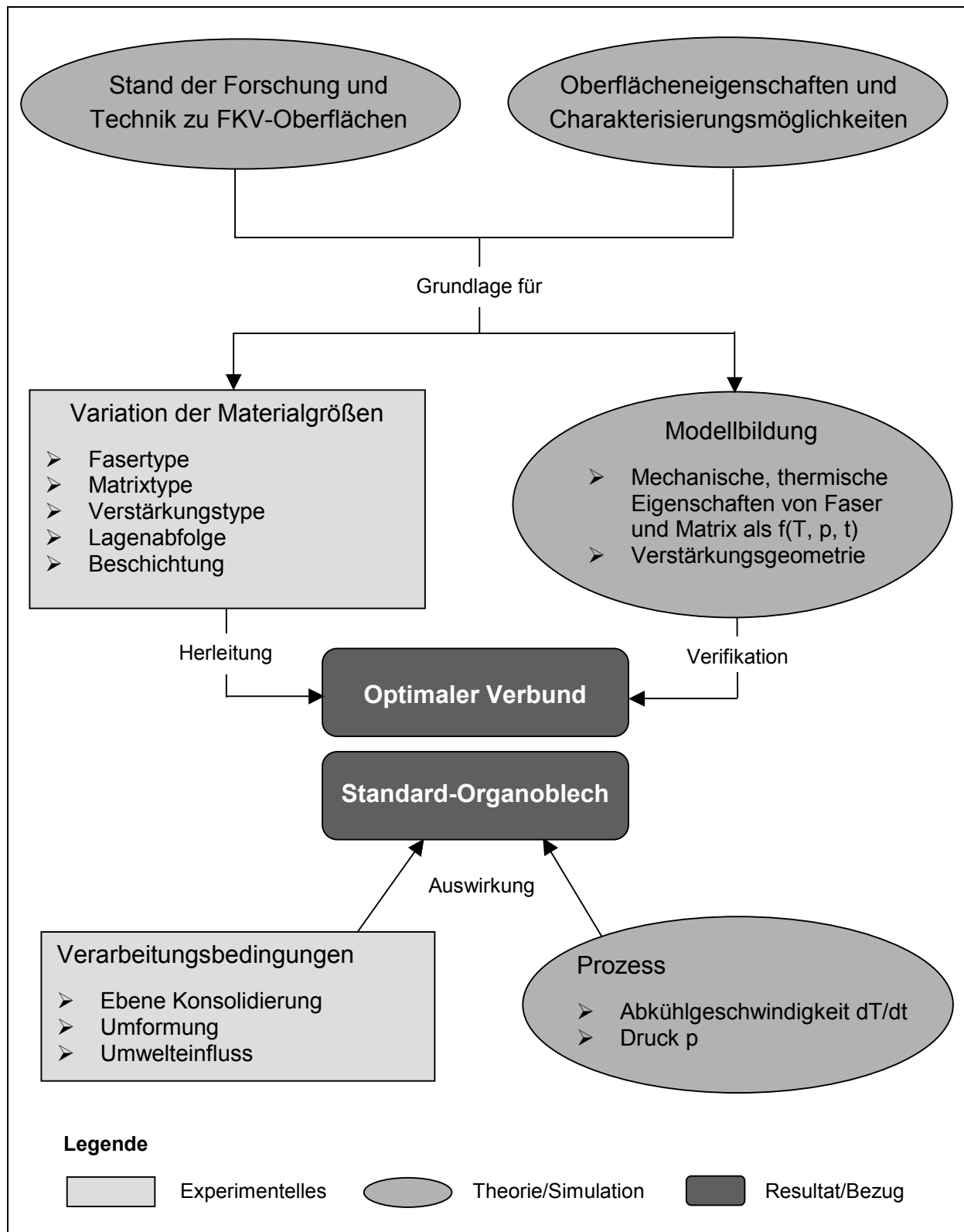


Bild 3.12: Arbeitsplan

4 Oberflächenoptimierung textilverstärkter Organobleche

Im folgenden werden die Ergebnisse experimenteller Untersuchungen der Oberflächencharakteristika von flächigen textilverstärkten Halbzeugen dargestellt. Um die werkstoffseitigen Einflussgrößen auf die Oberflächenqualität zu bestimmen, kamen eine Reihe kommerziell erhältlicher Verstärkungsstrukturen (Gewebe) und Matrices (zumeist in Folienform) zum Einsatz.

Die Verstärkungsstrukturen unterschieden sich hinsichtlich Material (Glas- oder Kohlenstofffaser), der Art der Bindung (Atlas, Köper) sowie der Feinheit (Texzahl) und des Flächengewichts. Neben den Gewebetypen wurden auch zwei Wirrfaserstrukturen (Vliese) betrachtet.

Tabelle 4.1: Übersicht der eingesetzten Verstärkungsstrukturen

Typ	Faser	Feinheit [Tex = g/km]	Bindung	Flächengewicht [g/m ²]
1	CF	200	Köper 2/2	245
2	GF	320	Köper 2/2	390
3	GF	68	Köper 2/2	162
4	GF	68	Atlas 1/7	300
5	GF	–	Vlies	155
6	CF	–	Vlies	60

Zur Klärung des Einflusses der Matrixtype auf die Oberflächencharakteristik wurden zunächst zwei weit verbreitete Polymere aus dem Bereich der Technischen Thermoplaste als Matrixkomponente eingesetzt, Polycarbonat (PC) und Polyamid 6.6 (PA 6.6). Beide verfügen über ähnliche mechanische und thermische Eigenschaften, PC ist jedoch amorph, während PA 6.6 über einen Kristallinitätsgrad von ca. 30 % verfügt.

Darüber hinaus wurden zwei kommerziell verfügbare Polymere eingesetzt, die in der Praxis häufig speziell der Verbesserung der Oberflächeneigenschaften dienen. Zum einen wurde ein modifiziertes PA 6.6 herangezogen, welches einen mineralischen Füllstoffanteil von 40 % (hauptsächlich CaCO₃) besitzt. Dadurch wird die thermische Schwindung reduziert. Der Kristallinitätsgrad des modifizierten Polymers liegt bei 35 %. Zum zweiten wurde ein Blend aus Polycarbonat und Polybutylenterephthalat (PBT) untersucht. Das PBT bewirkt einen Kristallinitätsgrad von etwa 15 % und dient

der besseren Chemikalienbeständigkeit, während die Polycarbonatkomponente eine hohe Oberflächenglätte bewirken soll (vgl. Daten in Tabelle 4.2). Schließlich kam auch ein Copolymer des Typs Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS) zum Einsatz. Durch die Kombination von elastomerartigen und steiferen Bestandteilen ergibt sich ein besonderes Eigenschaftsprofil (z.B. hohe mechanische Steifigkeit und zugleich gute Schlagzähigkeit in der Kälte). Speziell als Deckschicht wurde noch auf ein hochglänzendes Polymethacrylmethacrylat (PMMA) zurückgegriffen.

Die Kristallinitätsgrade X_C der entsprechenden Thermoplaste wurden über die Methode der Differential-Scanning-Calorimetry (DSC) experimentell bestimmt. Dabei wird die zu untersuchende Probe zusammen mit einer Referenzprobe durch ein Temperaturprofil gefahren und Differenzen des Wärmestroms aufgezeichnet. Damit ist es möglich, endo- und exotherme Vorgänge (Schmelzen, Kristallisation) quantitativ zu erfassen.

Die anschließende Abbildung verdeutlicht die jeweilige Molekülstruktur der eingesetzten Polymere:

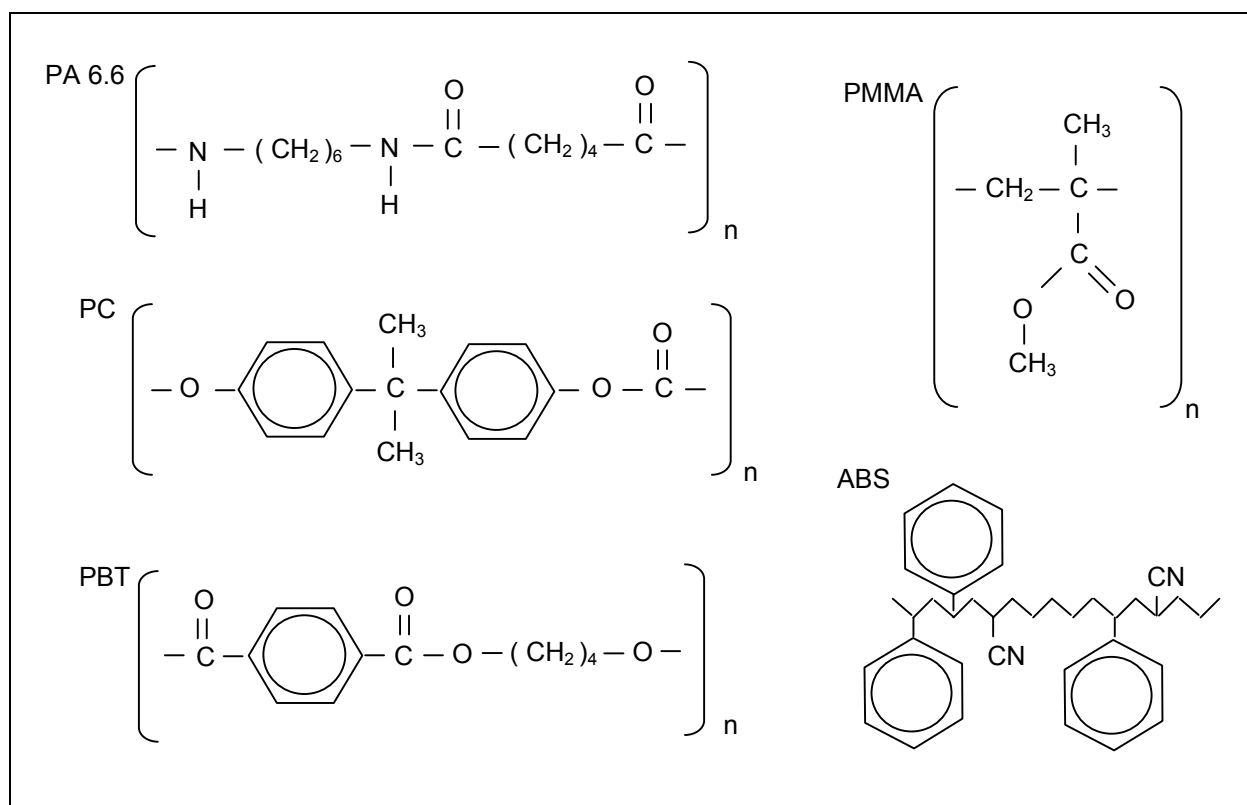


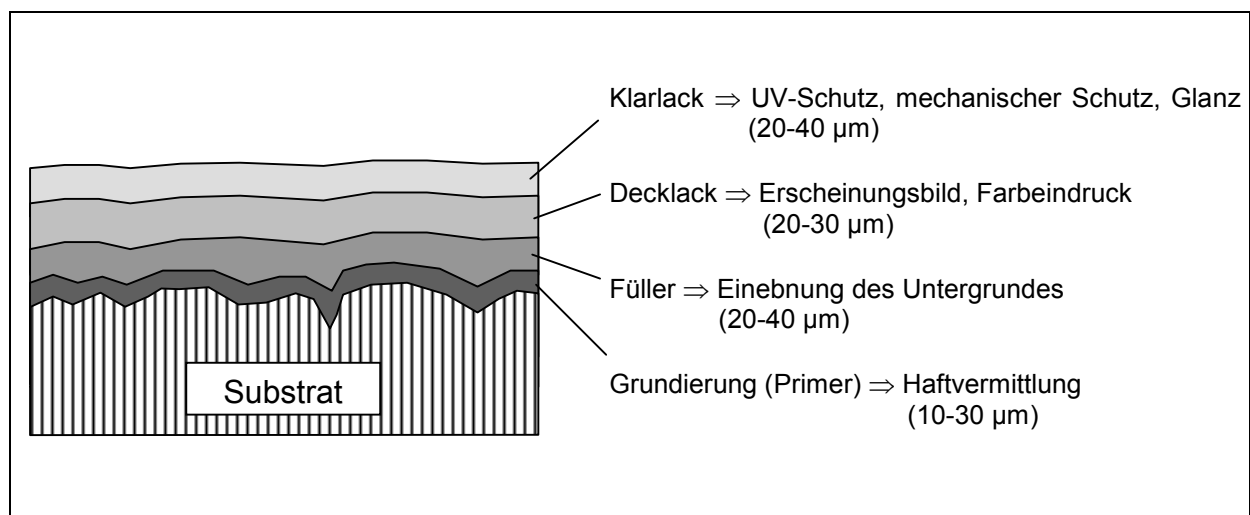
Bild 4.1: Strukturformeln der eingesetzten Polymere

Einige wichtige Unterschiede der thermischen, mechanischen und morphologischen Eigenschaften illustriert nachfolgende Tabelle [72, 73, 74].

Tabelle 4.2: Eingesetzte Matrices im Überblick (Kennwerte bei $T = 25^{\circ}\text{C}$)

Typ	Matrix	X_C [%]	T_G / T_M [$^{\circ}\text{C}$]	E-Modul [MPa]	α_{th} [10^{-6}K^{-1}]
1	PA 6.6	30	72 / 260	1500	85
2	PC	0	148 / –	2400	70
3	PC/PBT	15	– / 223	2200	90
4	PA 6.6/ CaCO_3	35	– / 260	6400	65
5	ABS	0	115 / –	2800	95
6	PMMA	0	99 / –	3200	70

Im Hinblick darauf, dass die Organobleche potenzielle Verwendung im Sichtbereich von Automobilen erlangen sollen, wurden sie mit entsprechenden Lacksystemen beschichtet. Dabei musste zunächst die Kunststoffoberfläche gereinigt werden, insbesondere waren aus der Produktion noch anhaftende Trennmittel durch Silikonentferner (z.B. Isopropanol) abzustreifen, da sie die Haftung des Lacks auf dem Substrat vermindern [37]. Verbliebene Lösungsmittel können durch ihren Dampfdruck den später applizierten Lackfilm zerstören, so dass sich vor dem Lackauftrag eine ausreichende Trocknungszeit oder Temperung empfiehlt. Weiterhin ist auf die chemische und mechanische Kompatibilität von Kunststoff und Lackschicht zu achten. Die bei Kunststoffen übliche Lackierung hat folgenden Aufbau und Funktion:

**Bild 4.2:** Typischer Aufbau einer Lackierung

Da in dieser Arbeit der Einfluss vieler Einzelparameter auf die Oberflächengüte ermittelt werden sollte, wurde zunächst auf den Gebrauch eines Füllers und Klarlacks verzichtet, da bestehende Unterschiede in der Oberflächenbeschaffenheit der Sub-

strate nicht vorab kompensiert werden durften. Die Lackierung sollte lediglich einen einheitlichen Farbeindruck und hohen Glanzgrad gewährleisten, um Welligkeitsmessungen mit Wavescan-plus® durchführen zu können.

Als geeignete Lacksysteme werden von Zorll [37] hydroxylgruppenhaltige Acrylatharze vorgeschlagen, die für eine Vernetzung mit Polyisocyanaten konzipiert sind. Dies wurde durch folgendes Lacksystem realisiert:

- Grundierung: Akzo Nobel Sikkens, Plastoflex Primer,
- Härter: Akzo Nobel Sikkens, Autocryl Hardener 1.2.3,
- Decklack: Akzo Nobel Sikkens, Autocryl RM, RAL 9005 (schwarz).

Der Lackauftrag erfolgte manuell durch eine entsprechende Fachkraft und wies eine Dicke von ca. 40 µm auf.

4.1 Einfluss der Fasertypen

Um den Einfluss der Fasertypen auf die Oberflächeneigenschaften zu bestimmen, wurden industriell übliche Glas (GF) – und Kohlenstofffasern (CF) verwendet. Die Auswahl der Organobleche erfolgte derart, dass die Bindungsart (Köper 2/2), die Faserdichte (6 / cm), die Matrix (PA 6.6) und der Faservolumengehalt (50 %) für beide Arten identisch waren. Unterscheiden sollten sich die Typen also nur in den Eigenschaften der Faser:

Tabelle 4.3: Kenndaten der Fasertypen [72, 73]

Typ	Dichte [kg/m³]	E-Modul [MPa]	α_{th} [$10^{-6}K^{-1}$]
CF	1,78	240 000	15 (radial) / -0,8 (axial)
GF	2,52	70 000	5

Insbesondere der unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizient der Fasertypen wurde im Vorfeld als texturbeeinflussend angesehen. Die Anisotropie der CF-Faser hat zur Folge, dass in Faserrichtung, also in der Ebene des Organoblechs, die Differenz in der thermischen Ausdehnung zwischen Matrix und Kohlenstofffaser größer ist als zwischen Matrix und Glasfaser. In radialer Richtung zur Faser (vertikal zur Organoblechebene) sind die Verhältnisse umgekehrt.

Tabelle 4.4 zeigt das Resultat der Glanz-, Rauigkeits- und Welligkeitsmessung. Die relativ matten blanken (unbeschichteten) Oberflächen sind hinsichtlich ihres Reflektionsvermögens mit größerem Einfallswinkel (60°) ausgemessen worden als die hochglänzenden lackierten Substrate (20°). Der deutlich höhere Glanzgrad des lackierten gegenüber dem unlackierten Organoblech ist schon mit bloßem Auge erkennbar und wird durch die Messungen bestätigt. Die Glanzgrade der jeweils unlackierten sowie lackierten Proben untereinander sind dagegen im Rahmen der Messgenauigkeit (ca. 10-20 % Standardabweichung) als identisch anzusehen. Zur Bestimmung der Rauigkeit wird der arithmetische Mittenrauhwert R_a nach DIN 4776 ermittelt. Gegenüber singulären Rauigkeitsmessgrößen wie z.B. der maximalen Rauheitstiefe R_{max} vermindert R_a als integrale Messgröße die Auswirkung von Ausreißern [42]. Die Messungen spiegeln dasselbe Ergebnis wieder: Die unlackierten Organobleche sind ähnlich rau. Die Lackierung vermindert die Rauigkeit drastisch und setzt sie für beide Fasertypen auf etwa $0,1 \mu\text{m}$ herab. Für alle Proben verhalten sich Glanzgrad und Rauigkeit erwartungsgemäß [76] reziprok zueinander.

Die Welligkeit der Bleche kann nur im lackierten Zustand quantifiziert werden, da für die Messung mit dem Wavescan-plus® ein Mindestmaß an Glanz erforderlich ist. Es zeigte sich, dass sowohl die Kurz- als auch die Langwelligkeit hohe Werte einnehmen, also eine starke Oberflächenwelligkeit gegeben ist. Beide Substrattypen wiesen wie auch beim Glanz und der Rauigkeit dieselbe Charakteristik auf.

Tabelle 4.4: Oberflächenkennwerte in Abhängigkeit der Fasertypen

Substrat	Rauigkeit [μm]	Glanz [%]	lw [-]	sw [-]
GF-PA 6.6 blank	0,45	47 (60°)	-	-
GF-PA 6.6 lackiert	0,10	77 (20°)	63,0	69,1
CF-PA 6.6 blank	0,43	49 (60°)	-	-
CF-PA 6.6 lackiert	0,10	78 (20°)	61,7	70,6

Als Ergebnis kann festgehalten werden, dass das Fasermaterial (Glas oder Kohlenstoff) bei ansonsten gleichen Randbedingungen wie Bindungsart, Matrix etc. keinen Einfluss auf die Rauigkeit, den Glanz oder die Welligkeit der Organobleche hat.

4.2 Variation der Matrixart

Ähnlich der Analyse des Fasertypeneinflusses besaßen die untersuchten Proben mit unterschiedlicher Matrix dieselbe Verstärkungsart (GF, Köper 2/2), Fadendichte (6 GF/cm) und den identischen Faservolumengehalt (50 %).

Da die polymeren Ausgangsstoffe PA 6.6 mit Füllstoff, PC/PBT und ABS nur in Granulatform erhältlich waren, wurden diese Organobleche nicht mittels Film Stacking verpresst, sondern über den Zwischenschritt der Pulverprepreg-Technologie hergestellt.

Bild 4.3 zeigt die Ergebnisse der Glanzmessung:

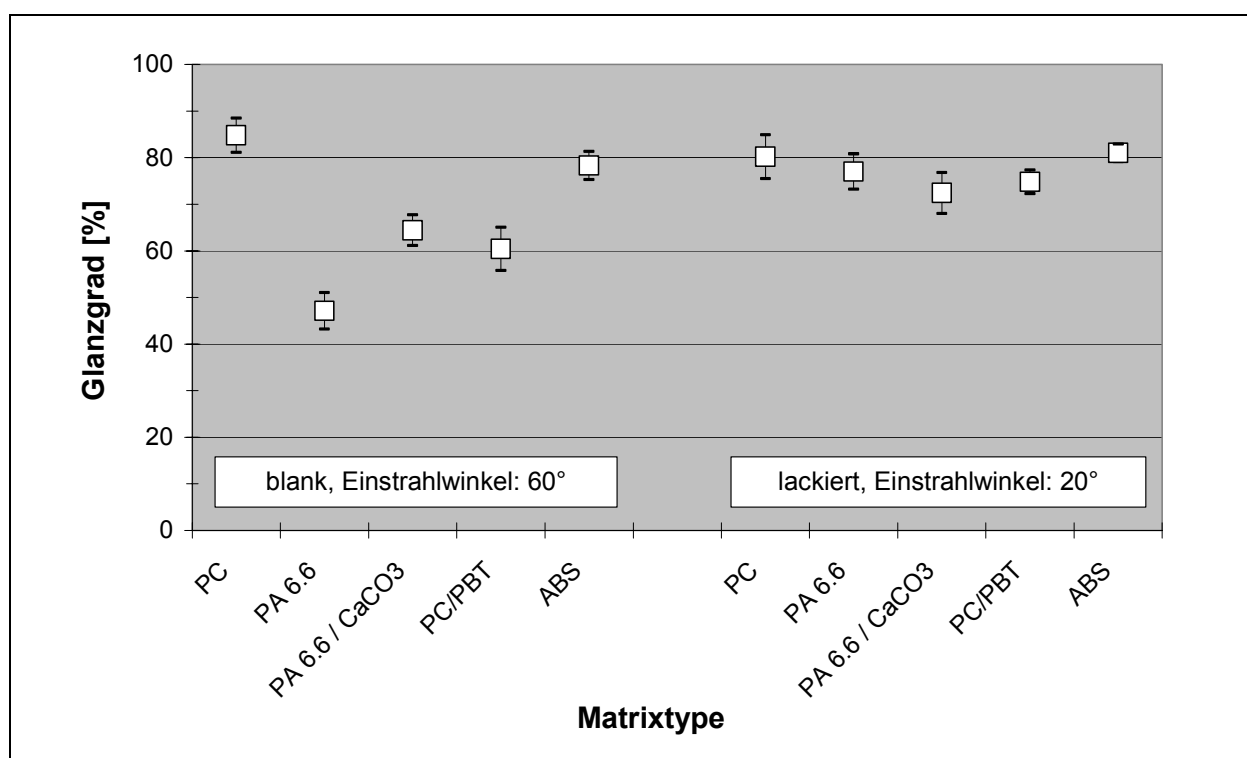


Bild 4.3: Glanzgrad in Abhängigkeit der Matrixart

Im unlackierten Zustand verfügt das PC über den höchsten Glanzgrad, dicht gefolgt von ABS, während das PA 6.6-Substrat den niedrigsten Glanzwert besitzt. Das modifizierte PA 6.6 erzielt einen mittleren Glanzgrad, ebenso wie das PC/PBT. Vermutlich bewirken die Füllstoffe im PA 6.6 als Kristallisationskeime eine gleichmäßigere Kristallisation mit kleineren Kristalliten [77], wodurch eine ebenmäßigere Oberflächentopografie gegenüber reiner PA 6.6-Matrix entsteht.

Ungeachtet der Unterschiede im blanken Zustand wird nach der Lackierung ein weitgehend gleiches, hohes Glanzniveau erreicht.

Die Unterschiede hinsichtlich Rauigkeit und Glanz zwischen PC und PA 6.6 treten auch in unterschiedlichen Oberflächenqualitäten bei Aufnahmen mit einem Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) zutage. Während das PC-Substrat auch bei 350-facher Vergrößerung keine signifikante Struktur ausweist, zeichnet sich an der PA 6.6-Oberfläche ein narbenartiges Gefüge ab. Aufgrund des Ausmaßes der Erhebungen (10-20 µm) liegt die Vermutung nahe, dass sich hier die sphärolithischen Kristallstrukturen widerspiegeln [13], die 30-35 % des Matrixvolumens einnehmen.

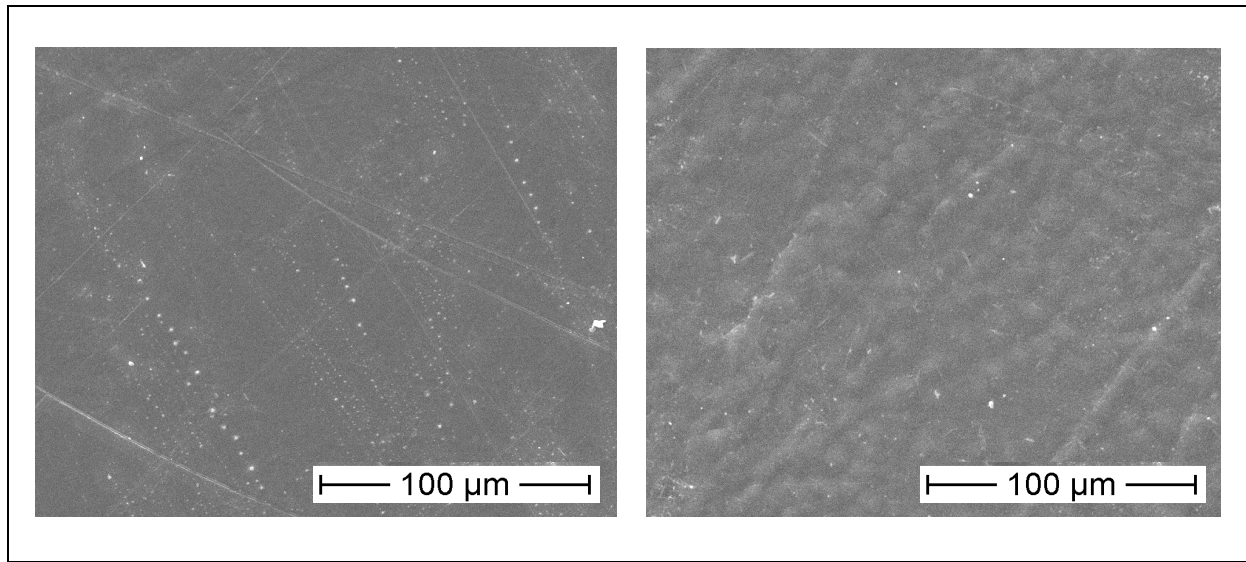


Bild 4.4: REM-Oberflächenaufnahmen von GF-PC (links) und GF-PA 6.6, Vergrößerung: ca. 350-fach

Die Welligkeit gemäß Wavescan-plus[®] lieferte folgendes Resultat: Die Matrix beeinflusst beide Welligkeitsanteile. Dabei befinden sich die Werte für Kurz- und Langwelligkeit für die verschiedenen Substrate in einem ähnlichen Verhältnis. PC schneidet am besten ab, insbesondere die Langwelligkeit ist relativ gering. Die Substrate PA 6.6, PC/PBT und PA 6.6/CaCO₃ weisen im Vergleich ähnlich hohe Werte auf, wobei das mineralgefüllte PA 6.6 die größte Welligkeit verursacht (vgl. Bild 4.5). Die Qualität des ABS-Substrats kommt derjenigen der PC-Probe nahe. Die Messungen für ABS* entstammen jedoch einer anderen Versuchsreihe, d.h. einem anderen Lackiertag. Da die speziellen Bedingungen des Lackierens, insbesondere wenn sie manuell in nicht klimatisierten Räumen stattfindet, auf die abschließende Oberflächenqualität einen Einfluss ausübt, ist der Vergleich der ABS-Probe mit den anderen Substraten nur ansatzweise zulässig.

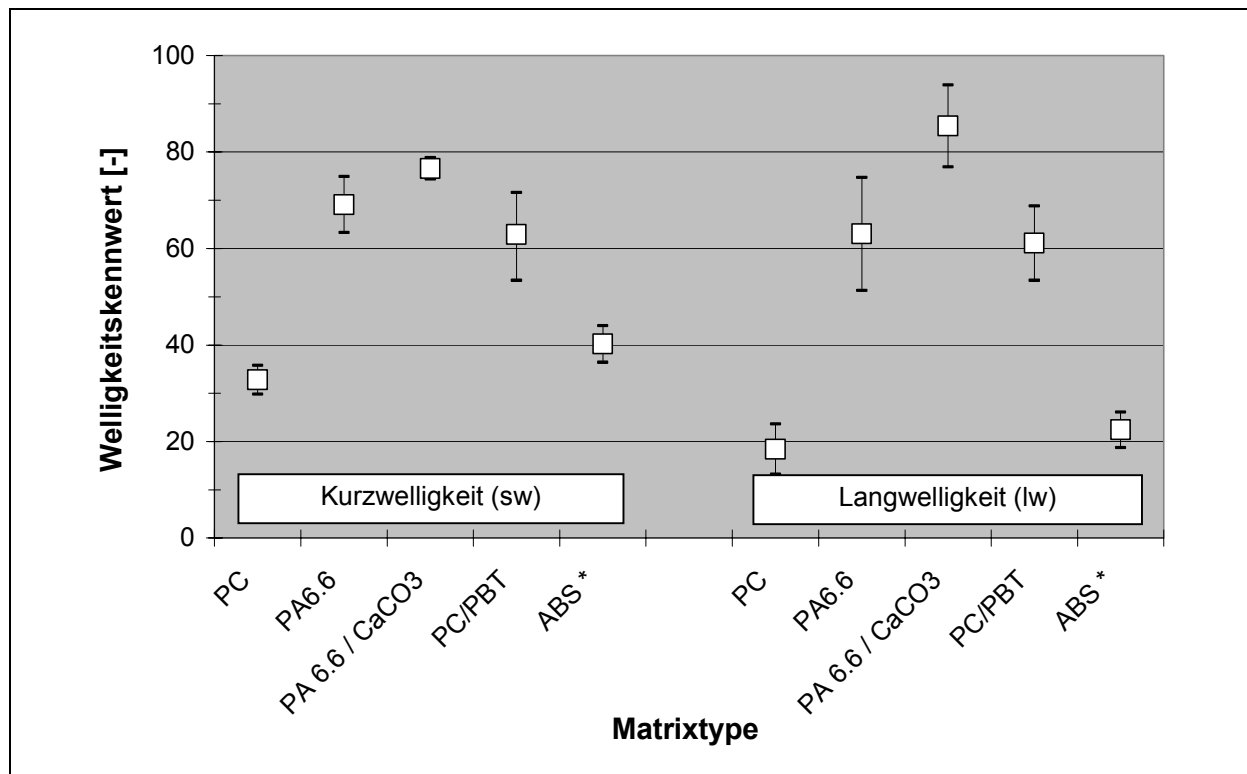


Bild 4.5: Welligkeit in Abhängigkeit der Matrixart

Da das amorphe PC (und ABS) hinsichtlich Welligkeit signifikativ bessere Werte liefert als die übrigen Matrices, liegt die Vermutung nahe, dass die kristallinen Anteile, die in PA 6.6, mineralgefülltem PA 6.6 und PC/PBT enthalten sind, bei ihrer Ausbildung in der Konsolidierungsphase genau die zusätzliche Volumenkontraktion hervorrufen, welche die Oberflächenwelligkeit verstärkt [78]. Folglich lohnt sich ein Vergleich zwischen der thermisch- und kristallisationsbedingten Volumenreduktion.

Für die thermische Schwindung gilt in erster Näherung [74]:

$$\Delta V_{th} = 3 \cdot \alpha_{th} \cdot \Delta T \cdot V \quad (4.1)$$

mit α_{th} : linearer thermischer Ausdehnungskoeffizient,

ΔT : Temperaturdifferenz,

V : Ausgangsvolumen.

Für die Volumenschwindung infolge Kristallisation ergibt sich:

$$\Delta V_{Kr} = X_c \cdot \left(\frac{v_K}{v_A} - 1 \right) \cdot V \quad (4.2)$$

mit X_C : Kristallinitätsgrad am Prozessende,
 v_K : Spezifisches Volumen bei vollständiger Kristallinität,
 v_A : Spezifisches Volumen in vollständig amorphem Zustand,
 V : Ausgangsvolumen.

Für PA 6.6 beispielsweise ergibt sich bei einem Sprung von Kristallisationstemperatur T_K bis Raumtemperatur T_R (250 °C - 25 °C) eine Volumenabnahme von insgesamt etwa 14 %. Das PC besitzt keine Kristallisationstemperatur, so dass der Zeitpunkt bzw. die Temperatur, ab der eine Volumenschwindung berücksichtigt werden muss, nicht unmittelbar zugänglich ist.

Es erscheint sinnvoll, beim Abkühlprozess eine Temperatur zu definieren, bei der die Matrix ihre Fließfähigkeit verliert („no flow temperature“ T_{nf}). Diese markiert dann die „effektive Temperaturdifferenz“, also den Beginn der Texturausbildung an der Oberfläche, da der Dichtezunahme in den matrixreichen Gebieten kein Ausgleichstrom der Matrix aus benachbarten Gebieten mehr entgegenwirken kann. Experimentell kann T_{nf} mit Hilfe des Melt Flow Index (MFI) ermittelt werden. Bei diesem Messverfahren wird das Polymer in einen Kolben gefüllt und unter einer gewählten Druckkraft und bei einer bestimmten Temperatur durch eine Düse gepresst. Der sich einstellende Massen- oder Volumenstrom wird dann als Maß für die Fließfähigkeit des Materials betrachtet. T_{nf} stellt dann diejenige Temperatur dar, bei deren Unterschreitung der Durchfluss durch die Düse unter gegebenem Druck stoppt.

Für PC ergaben die Tests eine „no flow temperature“ von etwa 180 °C. Der für die Volumenschwindung zu berücksichtigende Temperaturbereich beträgt folglich 180 °C - 25 °C. Hieraus resultiert eine Volumenkontraktion von fast 5 %. Die unterschiedlich starke Volumenabnahme (PA 6.6: 14 %, PC: 4,8 %) führt zu entsprechend unterschiedlich tiefen „Einfallstellen“ an der Oberfläche, wie folgende Profilometeraufnahmen bestätigen.

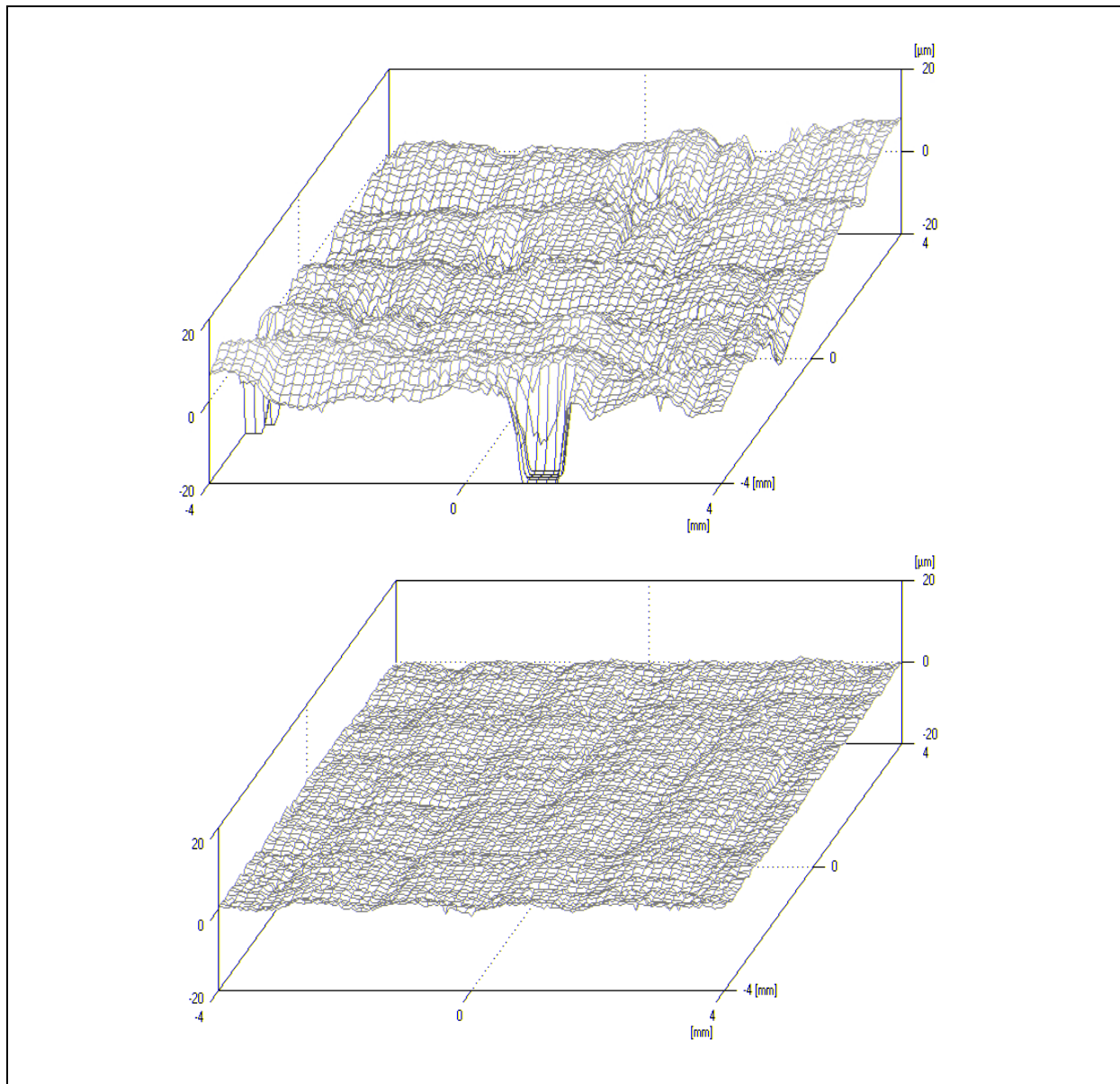


Bild 4.6: Profilometeraufnahmen von unlackiertem GF-PA 6.6 (oben) und GF-PC

So wie die Unterschiede zwischen PC und PA 6.6 ihre Bestätigung in der unterschiedlichen Volumenschwindung in der Solidifikationsphase finden, zeichnet sich die Ähnlichkeit von PC und ABS in dieser Analyse ab.

Betrachtet man in Bild 4.7 den MFI von PC und ABS über der Temperatur in logarithmischer Darstellung, so scheint das Fließverhalten der PC-Matrix gegenüber ABS zum Ende des Fließvermögens hin um ca. 30 °C zu höheren Temperaturen verschoben zu sein. Bei einem Stempeldruck von 15 bar (Prozessdruck im Autoklaven) ist unterhalb 180 °C kein Fließen der PC-Matrix mehr erkennbar, für das ABS ist dies bei etwa 150 °C der Fall.

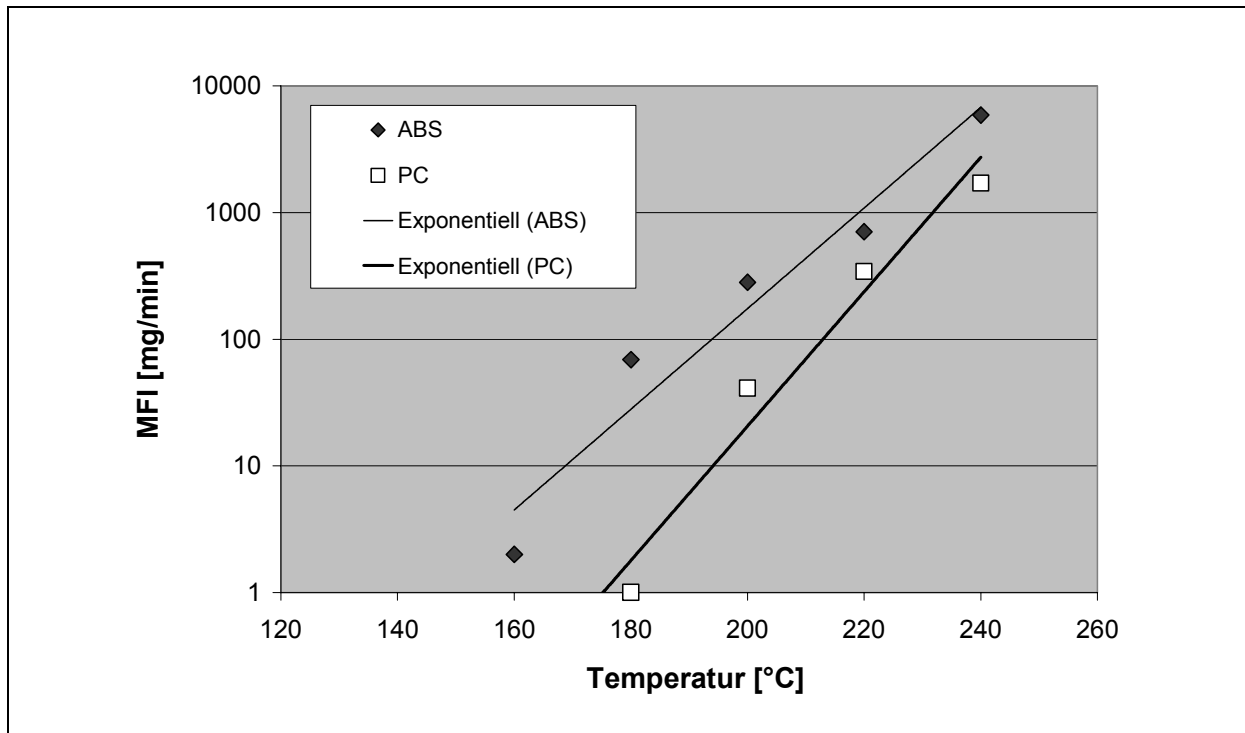


Bild 4.7: Melt Flow Indices der Matrices ABS und PC bei $p = 15$ bar

Geht man wieder davon aus, dass bis zum Erreichen der „no-flow-temperature“ ($T_{nf, PC} = 180$ °C, $T_{nf, ABS} = 150$ °C) bei amorphen Matrices im Verarbeitungsprozess noch Fließprozesse möglich sind, die den thermischen Schrumpf im oberflächennahen Bereich kompensieren können, und zieht folglich nur die Volumenabnahme für das Temperaturintervall $T_{nf} - T_R$ in Betracht, so erhält man für PC eine Volumenkontraktion von $\Delta V_{PC} = -4,8$ %, für ABS eine Schwindung von $\Delta V_{ABS} = -6,3$ %.

Der höhere thermische Ausdehnungskoeffizient von ABS gegenüber PC ($\alpha_{th, ABS} = 95 \cdot 10^{-6} K^{-1}$, $\alpha_{th, PC} = 70 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) überwiegt somit den etwas geringeren „effektiven Temperatursprung“ ($T_{nf} - T_R$) und bewirkt eine größere Volumenabnahme. Diese Tatsache stützt das Messergebnis hinsichtlich der Welligkeiten: Beide Thermoplastsubstrate weisen sehr ähnliche Welligkeitswerte auf, das PC schneidet jedoch geringfügig besser ab.

Der PC/PBT-Blend weist bei der Konsolidierung einen ähnlich hohen thermischen und zusätzlichen kristallisationsbedingten Volumenschwund auf wie PA 6.6, so dass sich auch eine gleichartige Oberflächenwelligkeit ergibt. Das modifizierte PA 6.6 hat aufgrund des $CaCO_3$ -Anteils einen geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als PA 6.6, der Füllstoff bewirkt allerdings eine Erhöhung der Viskosität und erschwert in hohem Maße die Imprägnierung der Fasern. Die Matrix dringt nicht vollständig bis ins Innere der Faserbündel ein, so dass die Überlappungsstellen der Bündel wenig kaschiert werden und eine hohe Oberflächenwelligkeit zurückbleibt.

In einem Schliffbild (vgl. Bild 4.8, links) erkennt man die in der Matrix fein verteilten Füllstoffe als dunkle Punkte in der graufarbigem Matrix. Im Bereich geschnittener Faserbündel existieren dunkle Flecken, die für Lufteinschluss und damit mangelhafte Imprägnierung der Fasern durch die Matrix stehen. Solche Fehlstellen treten trotz langer Verweilzeit der Schmelze (Autoklavenprozess) mehrfach auf.

In Bild 4.8, rechts, wird das Problem anhand einer Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahme der Schlifffläche mit Rückstreuielektronen verdeutlicht. Hierbei werden Elemente hoher Dichte besonders hell abgebildet und somit ein hoher Kontrast erreicht. Man erkennt deutlich die kreisrunden Glasfaserquerschnitte am oberen und unteren Bildrand, in der matrixreichen Zwischenschicht werden die Größe und Form der noch helleren Füllstoffkörper sichtbar. Sie bestehen vor allem aus CaCO_3 , sind unregelmäßig geformt und haben eine Dimension von ca. 5-10 μm . Ihre Verteilung in der Matrix ist sehr fein und gleichmäßig. Sie gelangen allerdings kaum in Filamentzwischenräume.

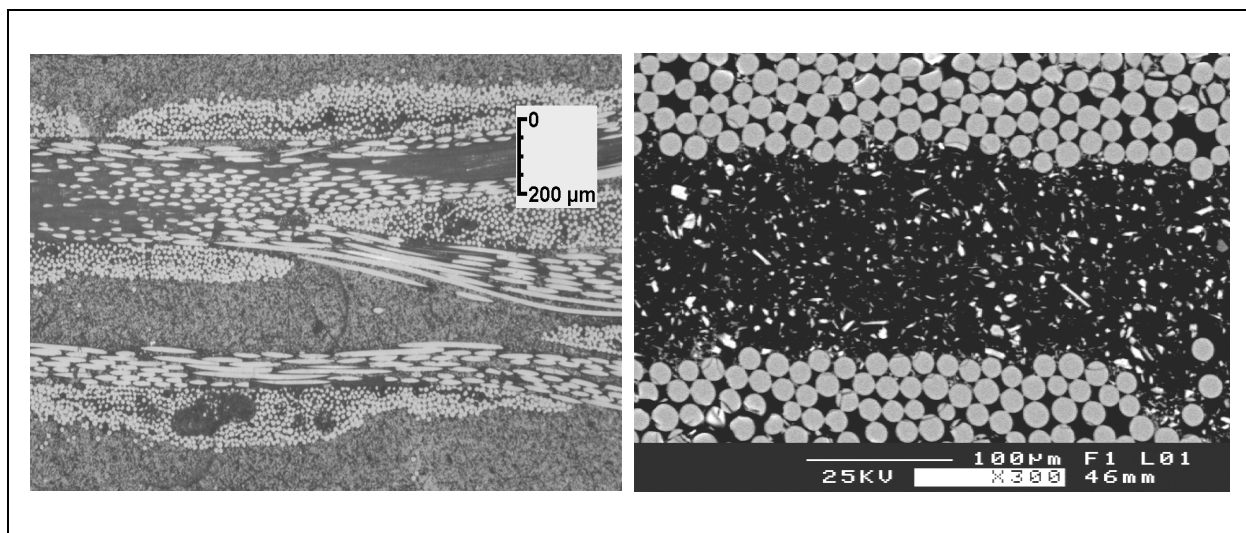


Bild 4.8: Lichtmikroskopie- und REM-Aufnahme eines Schliffs von GF-PA 6.6/ Füllstoffe

Das Fazit dieser Versuchsreihe lautet somit, dass die Matrixart sowohl auf den Glanz als auch auf die Welligkeit einen erheblichen Einfluss ausübt. Glanzunterschiede bei Substraten können allerdings leicht durch eine Lackierung aufgehoben werden. Die Oberflächenwelligkeit wird stark von der Schwindung der Matrix in der Konsolidierungsphase beeinflusst. Da amorphe Kunststoffe keine Kristallisationsschwindung erfahren, verringern sie gegenüber teilkristallinen Systemen als Matrixwerkstoff die Texturierung. Eine „Schrumpfminderung“ durch mineralische Füllstoffe erweist sich als nicht praktikabel, da die Zusätze die Viskosität der Schmelze stark erhöhen und keine vollständige Imprägnierung der Filamentzwischenräume zulassen. Für einen

erfolgreichen Einsatz von Füllstoffen müsste die Dimension der Partikel offenbar noch weiter reduziert werden (Mikrofüllstoffe → Nanopartikel).

4.3 Auswirkung der Verstärkungsarchitektur

In diesem Arbeitsschritt wurde untersucht, wie sich die Variation der gängigen Verstärkungsarchitekturen (vgl. Bild 4.9 und Tabelle 4.1) auf die Texturausbildung auswirkt. Bisher kam ein Gewebe mit Köper-2/2-Bindung und relativ hoher Texzahl (320 g/km) zum Einsatz. Alternativ zu diesem „groben“ Gewebe wurde ein „feines“ Gewebe gleicher Bindung mit höherer Garnfeinheit (68 tex) und dadurch höherer Fadendichte untersucht. Um die Auswirkung der Bindungstype zu beobachten, wurde ein ebenso feines Gewebe mit Atlas-1/7-Bindung verwendet. Hierbei werden die Fäden nicht nach jeweils zwei, sondern abwechselnd nach jeweils einem und sieben quer verlaufenden Faserbündeln umgelenkt.

Schließlich kamen noch Vliese, also Wirrfaserstrukturen, mit einem Flächengewicht von nur 60 g/m² (CF) bzw. 150 g/m² (GF) zum Einsatz, da sie im allgemeinen die Oberflächengüte von FKV-Bauteilen verbessern [79].

Das folgende Bild gibt schematisch einen Überblick über die Verstärkungsarchitekturen:

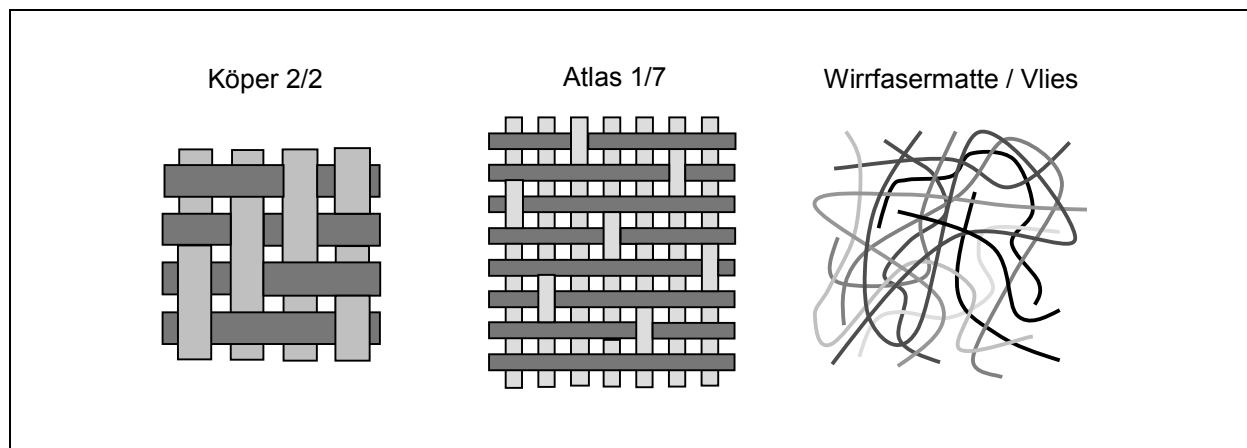


Bild 4.9: Schema der eingesetzten Verstärkungsstrukturen

Unter Einsatz von PA 6.6 und PC als Matrixkomponente wurden vierlagige Organobleche mit den zwei Köper-2/2-Typen und der Atlas-1/7-Verstärkung hergestellt. Darüber hinaus wurden auch unterschiedliche Verstärkungslagen kombiniert, d.h., auf der Außenseite von Organoblechen mit Köper-2/2-Verstärkung Atlas-1/7- und Wirrfaserlagen appliziert. Ein entsprechender Anteil an Matrix wurde zugefügt, um den Faservolumengehalt von nahezu 50 % aufrecht zu erhalten. Auf diese Weise

wurde der Fragestellung nachgegangen, inwieweit äußere Verstärkungslagen die Oberflächentextur beeinflussen und die Auswirkung der Kernlagen im Inneren des Bleches kompensieren können.

Die Messung des Glanzes und der Rauigkeit wiesen keinen nennenswerten Einfluss der Lagen und Lagenabfolge nach. Ohnehin kann eine konventionelle Lackierung, wie Kapitel 4.2 bereits darlegt, Rauigkeitsdifferenzen unter Substraten ausgleichen und ein lackspezifisches, hohes Glanzniveau erzeugen.

Profilometeraufnahmen zeigen dagegen deutlich, wie sich die Geometrie der Verstärkung an der Oberfläche widerspiegelt. In Bild 4.10 erkennt man auf der linken Aufnahme die regelmäßige Textur einer Köper-2/2-Bindung. Die rechte Aufnahme gibt eine Atlas-1/7-Verstärkung wider.

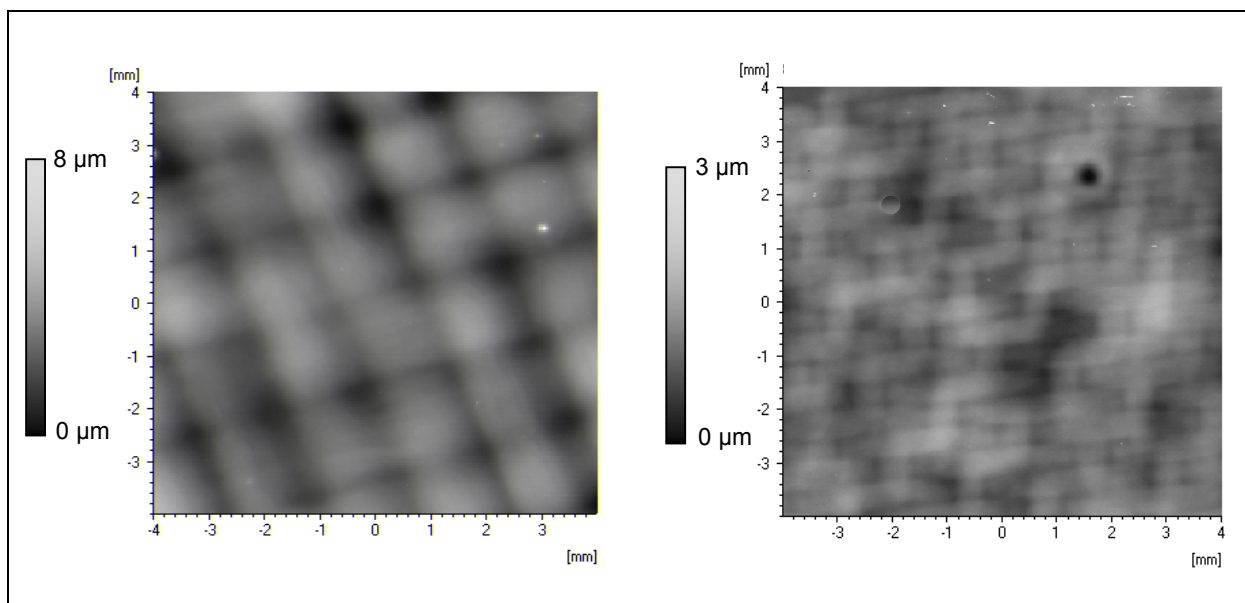


Bild 4.10: Profilometeraufnahmen von Substraten mit Köper-2/2- (links) und Atlas-1/7-Gewebeverstärkung

Im Fall der Köper-2/2-Bindung treten nicht nur die Umlenkpunkte nach jedem zweiten quer verlaufenden Roving hervor, sondern jeder Kreuzungspunkt erzeugt eine Erhebung. Der Abstand zwischen zwei Maxima oder Minima (Wellenlänge λ , vgl. Bild 4.11) beträgt dementsprechend recht genau 1,6 mm, die Breite eines Faserbündels. Bei der Atlas-1/7-Verstärkung sind die Faserbündel deutlich schmaler und überbrücken eine längere Strecke (7 Querfäden), bevor sie wieder umgelenkt werden. Dementsprechend entstehen an der Oberfläche auch langgezogene, schmale Erhebungen, welche die Textur dominieren.

Die Tiefe des Profils hängt bei den beschriebenen Untersuchungen sowohl von der Gewebeart als auch von der Matrix ab. In Bild 4.11 ist ein exemplarischer Schnitt

entlang der Oberfläche zu erkennen. Zur Verdeutlichung ist die Ordinate gegenüber der Abszisse stark überhöht ($\mu\text{m} \leftrightarrow \text{mm}$) dargestellt.

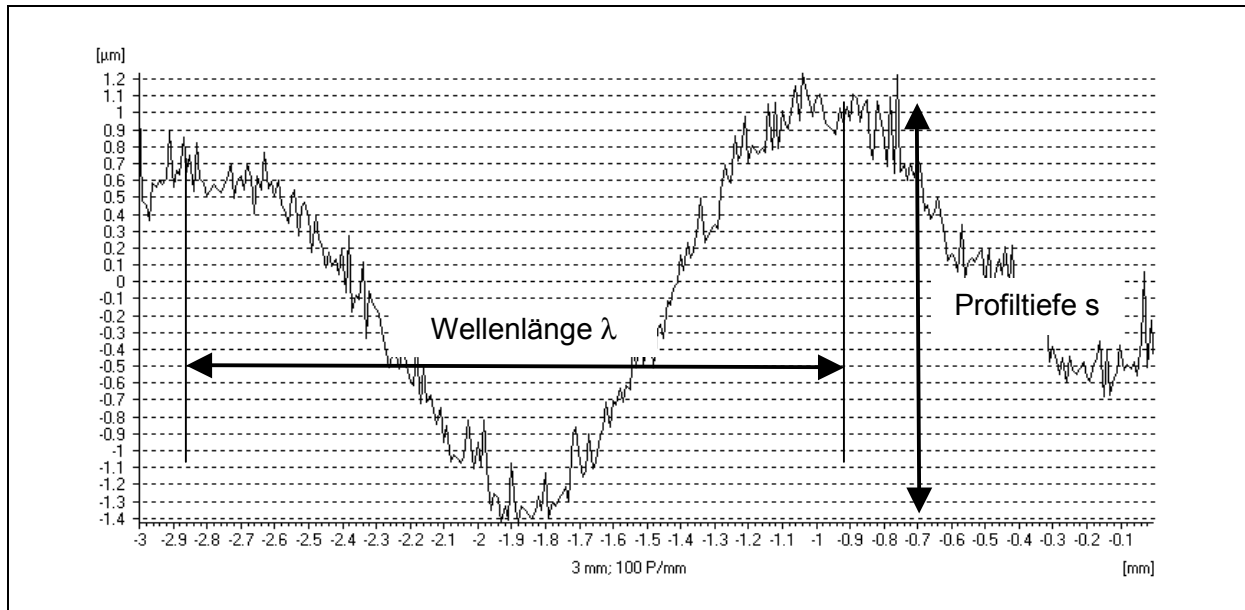


Bild 4.11: Schnitt durch ein Profil (GF-PA 6.6, Köper-2/2, lackiert)

Die Daten der Profiltiefe können nur Richtwerte darstellen, da das Ablesen der Profiltiefe infolge der Grundrauigkeit eine gewisse Unschärfe beinhaltet und zudem eine hohe Streubreite ($> 30\%$) vorliegt.

Als Ursache für diese Streuung sind drei Aspekte zu nennen: Zum einen stellen der Web- und der Imprägnierungsvorgang Prozesse dar, die der Ausbildung der Verstärkungsarchitektur einen gewissen Freiraum überlassen. Die Faserbündel können aufgrund der auftretenden Kräfte verschoben, gestaucht oder gespreizt werden, so dass die geometrischen Verhältnisse innerhalb eines Bindungstyps leicht variieren.

Abgesehen davon bilden unsymmetrische Bindungstypen (Atlas 1/7) auch unsymmetrische Texturen, also Profile mit unterschiedlichen Wellenlängen und -tiefen.

Ferner folgt aus dem für die Textur ursächlichen Einfluss des entlang eines Lagenabschnitts schwankenden Faservolumengehaltes unmittelbar, dass auch die vertikale Anordnung der Verstärkungslagen, also ein mehr oder weniger großer Versatz übereinander angeordneter faser- und matrixreicher Gebiete eine Auswirkung auf die Oberflächenwelligkeit haben muss. Dieser Versatz der einzelnen Lagen ist beim Pressprozess nicht steuerbar und somit zufällig. Diese Hypothese wird noch in Kapitel 6, Modellierung und Simulation, theoretisch analysiert.

Die in diesem Abschnitt experimentell untersuchten Organobleche liefern folgende mittleren Profiltiefen:

Tabelle 4.5: Profiltiefen unterschiedlicher Substrate

Matrix	Gewebe	Mittlere Profiltiefe s [μm] $\pm 30 \%$	
		blank (b)	lackiert (l)
PA 6.6	Köper-2/2, grob	7	2,2
PA 6.6	Köper-2/2, fein	4	1,7
PA 6.6	Atlas-1/7	3	1,6
PC	Köper-2/2, grob	2	1,0
PC	Atlas-1/7	1,5	0,8

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass mit PA 6.6-Matrix die Profiltiefe durch feinere Gewebelagen um etwa die Hälfte vermindert werden kann. PC bewirkt stets eine geringere Welligkeit. Ihre Ausprägung wird im Vergleich zur PA 6.6-Matrix dabei weniger stark von der Bindungsart und Feinheit des Gewebes beeinflusst. Die Lackierung (Dicke: 40 μm) setzt die Profiltiefe herab. Stark ausgeprägte Gestaltabweichungen (PA 6.6, Köper 2/2 grob) werden von der Beschichtung in höherem Maße abgemindert als ohnehin schon ebenmäßige Oberflächen (PC, Atlas 1/7). Der experimentelle Zusammenhang zwischen der Profiltiefe nach (s_l) und vor der Lackierung (s_b) lässt sich durch folgendes Polynom gut beschreiben (vgl. auch Bild 4.14):

$$s_l = 0,60 \cdot s_b - 0,04 \cdot s_b^2 \quad (4.3)$$

Kombiniert man unterschiedliche Lagentypen, so spiegeln sich die jeweiligen Architekturen gemeinsam an der Oberfläche wider. Die für spezifische Matrixarten und Gewebetypen charakteristischen Wellenlängen und Profiltiefen überlagern sich dabei.

Zusätzlich zu den Profilometeraufnahmen wurde die Welligkeit der unterschiedlichen Proben mit Wavescan-plus[®] ausgemessen. Die Bilder 4.12 und 4.13 stellen die Kurzwelligkeit (short wave, sw) und die Langwelligkeit (long wave, lw) separat dar. Neben der „Standardprobe“ GF („grobes“ Köper-2/2)-PA 6.6 wurden Bleche betrachtet, die zusätzlich über äußere Vlies- oder Atlas-1/7-Lagen verfügen. Anschließend folgen Organobleche mit jeweils ausschließlich „feiner“ Köper-2/2- und Atlas-1/7-Gewebeverstärkung sowie zwei Organobleche mit PC-Matrix.

In Bild 4.12 erkennt man, dass bei PA 6.6 als Matrixwerkstoff kein signifikanter Einfluss der Verstärkungstypen auf die Kurzwelligkeit festzustellen ist. Die Werte bewegen sich stets nahe $sw = 70$. Bei Einsatz von PC wird die Kurzwelligkeit deutlich re-

duziert, das Substrat mit dem Köper-2/2-Gewebe schneidet hierbei am besten ab. Der hellgrau unterlegte Bereich in der Graphik beschreibt die Bandbreite, in der sich die Kurzwelligkeit lackierter Stahlbleche bewegt, die als Referenz anzusehen ist [80]. Die Werte können von den bisher eingesetzten Organoblechtypen nicht erreicht werden.

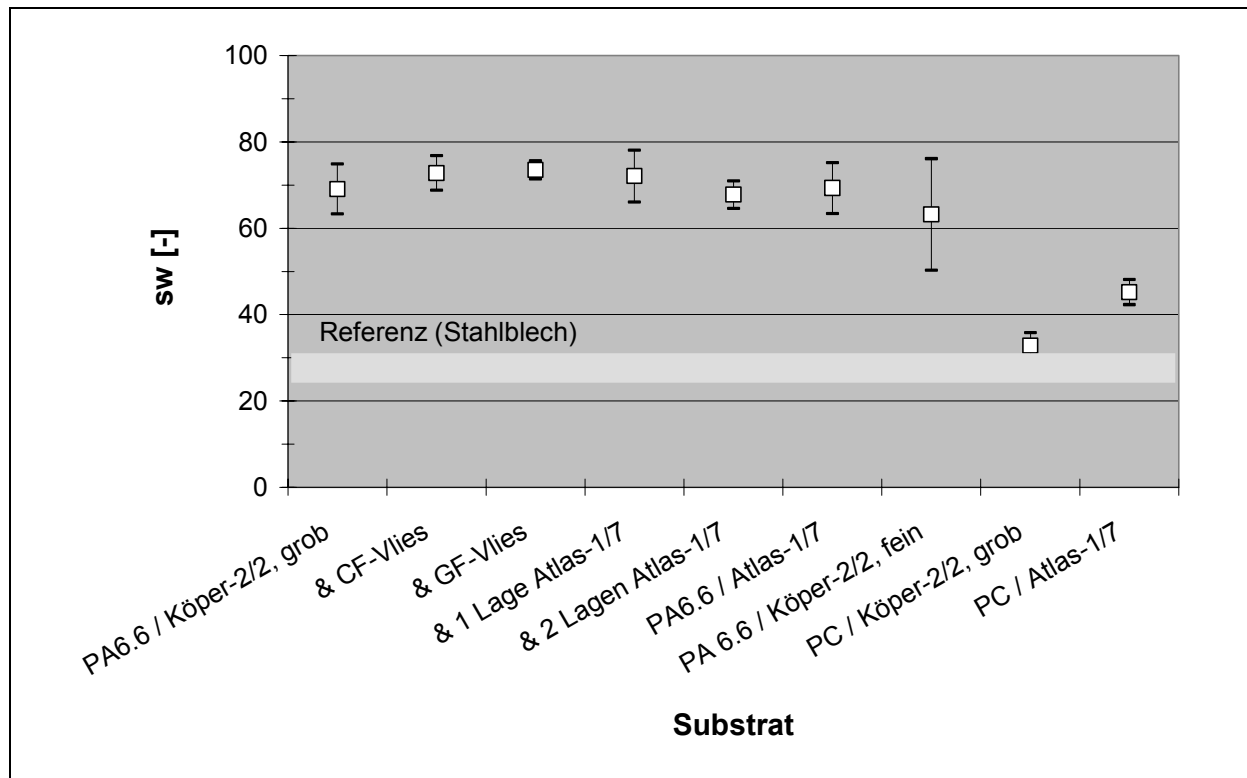


Bild 4.12: Kurzwelligkeit (sw) nach Wavescan-plus®-Messung

Im Hinblick auf die Langwelligkeit ergeben sich folgende Resultate: Die zusätzlichen Vlieslagen (CF oder GF) können die Langwelligkeit nicht signifikativ herabsetzen. Die Eigensteifigkeit des Vlieses ist offenbar zu gering, als dass die Wirrfasern dem Absinken der Oberfläche entgegenwirken können. Die Applikation weiterer Atlas-1/7-Lagen setzt die Messwerte leicht herab. Zwei äußere Atlas-1/7-Lagen können die Köper-2/2-Innenlagen weitgehend kompensieren, wobei der Langwelligkeitswert von $lw > 60$ auf nahezu $lw = 40$ vermindert wird.

Die „feinen“ Köper-2/2-Strukturen bewirken dieselbe Welligkeit wie die Atlas-1/7-Lagen. Die gleiche Bindungsfinheit (68 Tex) überwiegt in diesem Fall die Unterschiede der Bindungsart.

Analog zu den Kurzwelligkeitsmessungen ist der Einfluss der Matrix am größten: Die PC-Matrix setzt die Langwelligkeit auf etwa ein Drittel des Wertes des „Standard-Organobleches“ (mit PA 6.6-Matrix), also auf $lw = 20$ herab, sowohl mit „grobem“ Köper-2/2-, als auch mit „feinem“ Atlas-1/7-Gewebe.

Die Zielvorgabe in Form der Langwelligkeit lackierter Stahlbleche entspricht Werten von $lw < 10$ (hellgrauer Bereich).

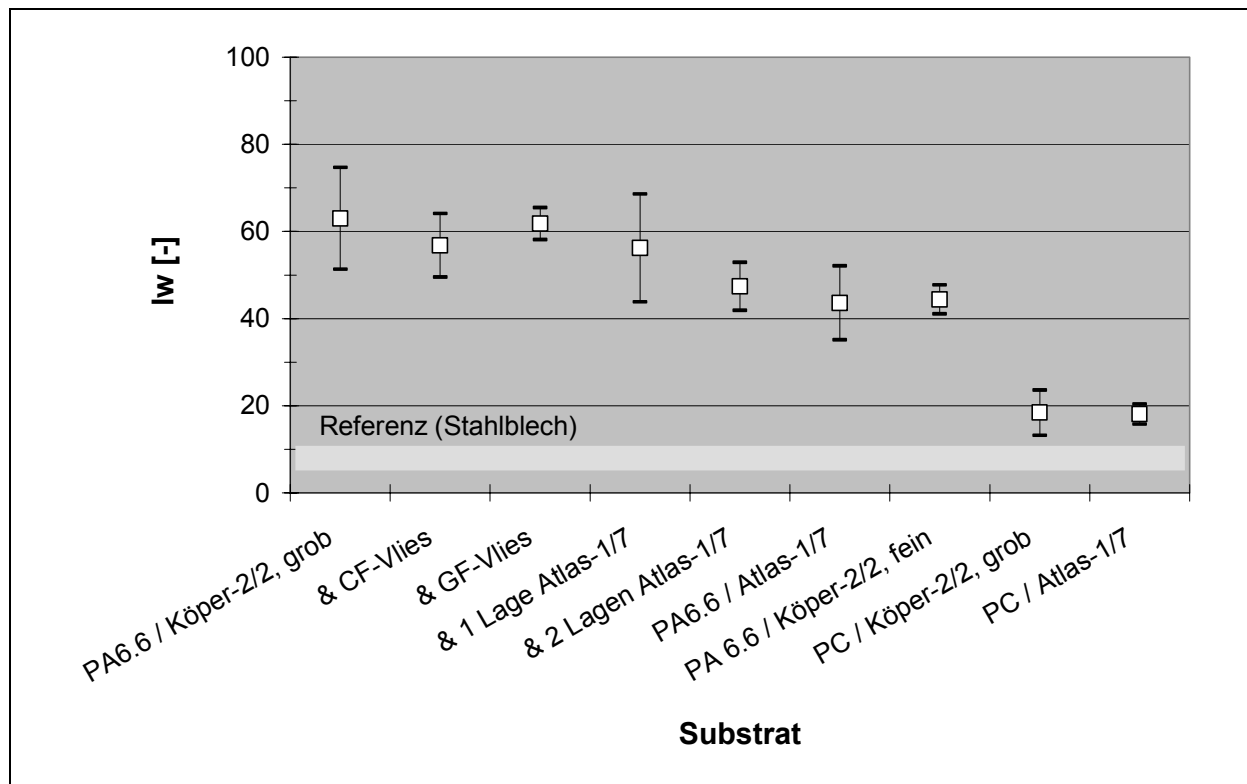


Bild 4.13: Langwelligkeit (lw) nach Wavescan-plus®-Messung

Da die Verstärkungstypen Welligkeitsstrukturen erzeugen, deren Wellenlängen im gleichen Größenbereich liegen, der nach Lackierung von der Langwelligkeitsbestimmung mittels Wavescan-plus® ($0,6 \text{ mm} < \lambda < 10 \text{ mm}$) optisch beurteilt wurde, liegt die Frage nahe, ob ein direkter Zusammenhang zwischen Profiltiefe s und Langwelligkeit lw ersichtlich wird. Daher wurden die Messgrößen (vgl. Tabelle 4.5 und Bild 4.13) in Relation gesetzt. Ein Blech ohne Profilschwankung darf definitionsgemäß auch keine optische Welligkeit hervorrufen, so dass der Ursprung des Koordinatenkreuzes als zusätzlicher Messpunkt berücksichtigt wurde.

Bild 4.14 zeigt die Langwelligkeit gegenüber der Profiltiefe im blanken und lackierten Zustand auf. Ermittelt wurde die Welligkeit stets auf lackierten Oberflächen, hierbei kann ein näherungsweise proportionaler Zusammenhang zur Profiltiefe der lackierten Substrate festgestellt werden. In Bezug auf die Profilschwankungen der blanken Substrate ist nur ein sublineares Anwachsen der Welligkeit zu beobachten, da die Lackierung mit zunehmender Profiltiefe der unbeschichteten Bleche überproportional kompensierend wirkt. Dies wird an den divergierenden Ausgleichkurven deutlich.

Aufgrund der Streubreite von l_w und s ergeben sich weite Vertrauensbereiche, doch lässt sich prinzipiell abschätzen, dass für eine Oberfläche auf dem Niveau eines Stahlbleches ($l_w < 10$) offenbar Profiltiefen von weniger als $1\ \mu\text{m}$ beim unlackierten Substrat erreicht werden müssten.

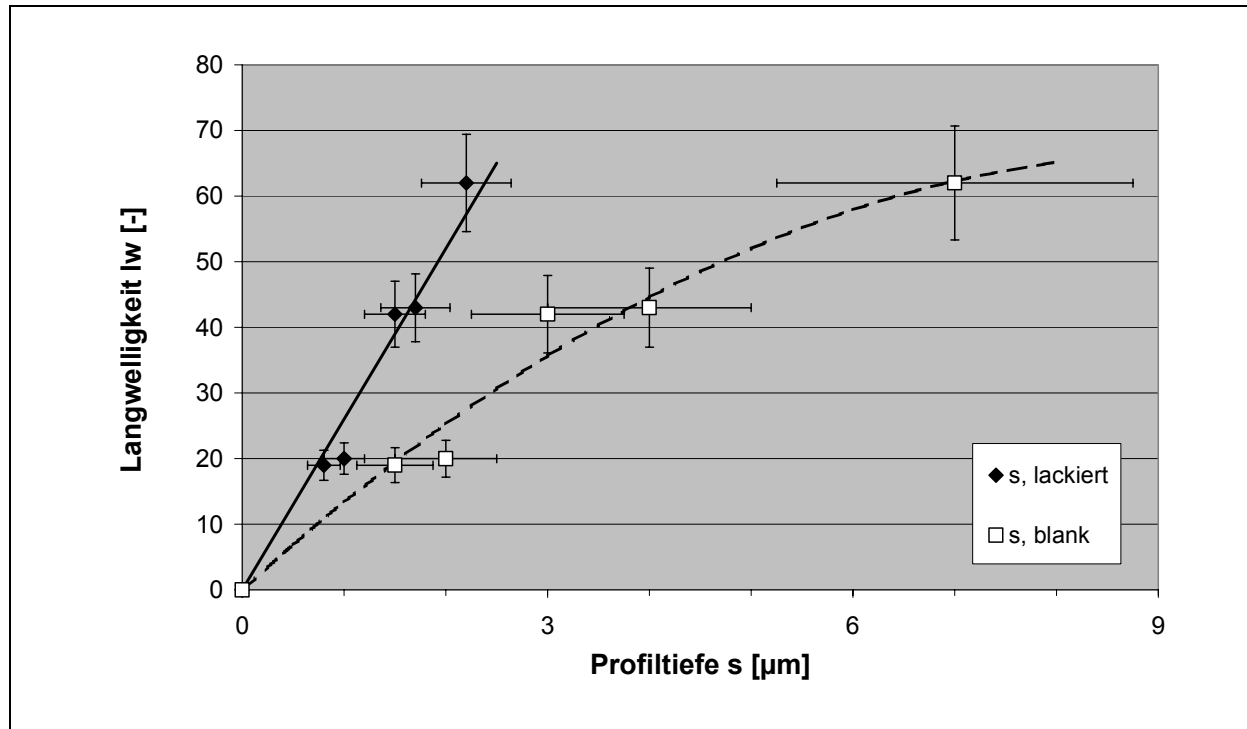


Bild 4.14: Zusammenhang zwischen Langwelligkeit und Profiltiefe

Fazit: Bei teilkristallinen Matrices (PA 6.6) spiegelt sich die Architektur der Verstärkungslagen deutlich an der Oberfläche der Organobleche wider. Unter der Voraussetzung ähnlich hoher Flächengewichte sind die äußeren zwei bis drei Lagen maßgeblich für die Textur. Feineres Gewebe kann die Langwelligkeit herabsetzen. Die Kurzwelligkeit scheint vor allem matrix- oder lackspezifisch zu sein. Amorphe Matrices (PC) bewirken stets geringere Welligkeiten. Aus diesem Grund treten messbare Unterschiede zwischen verschiedenen Verstärkungstypen nur in geringem Umfang auf.

4.4 Potenzial von Beschichtungen

Im folgenden soll dargelegt werden, welche Auswirkungen eine Deckschicht an der Organoblechaußenseite auf die Oberflächenqualität haben kann. Zur Klärung dieser Frage wurden zunächst unterschiedliche Vorgehensweisen in Betracht gezogen, um die Beschichtung der Organobleche zu variieren. Hierzu zählen

- a) Dickenerhöhung der Matrixaußenschicht durch Herabsetzung des globalen Faservolumengehalts,
- b) Applikation einer Außenschicht ohne Beeinflussung des Kernbereiches,
- c) Erhöhung der Schichtdicke der Lackierung durch zusätzliche Füllerschichten oder stärkeren Decklackauftrag,
- d) Applikation einer Lackfolie.

Bild 4.15 erläutert schematisch die unterschiedlichen Bereiche eines Organoblechquerschnitts:

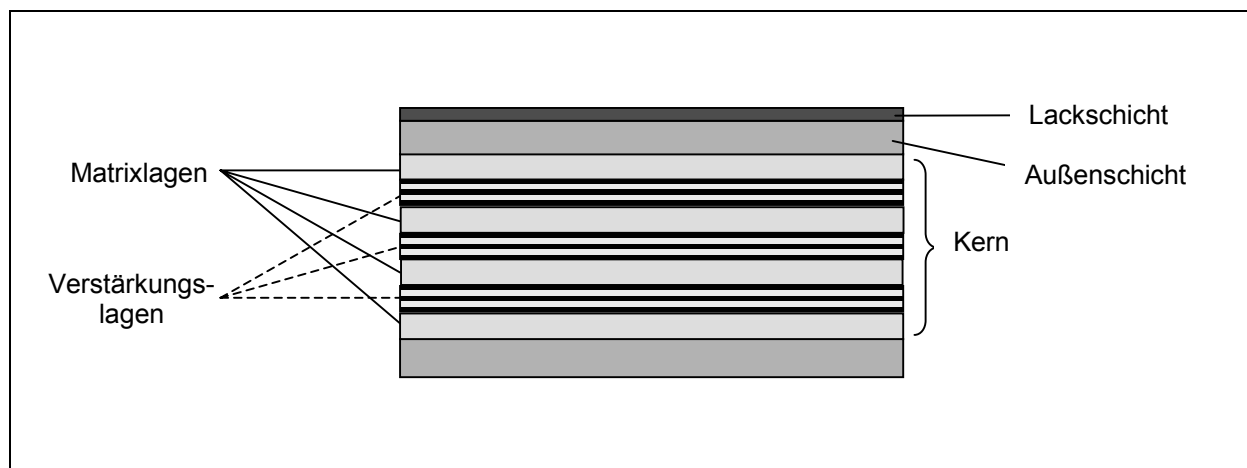


Bild 4.15: Schema eines Organoblechs mit zusätzlicher Außenschicht

Die vier beschriebenen Methoden wurden experimentell umgesetzt. Auf Basis des Standard-Organobleches wurde der Faservolumengehalt auf 35 % reduziert (a). Für einen noch höheren äußeren Matrixanteil (b) wurde eine PMMA-Deckschicht appliziert. PC und PA 6.6 konnten hierfür nicht genutzt werden, da sie beim Abkühlen Spannungsrisse in der Deckschicht verursachten. Die Schichtdicke der Nasslackierung (c) wurde auf nahezu 120 µm erhöht.

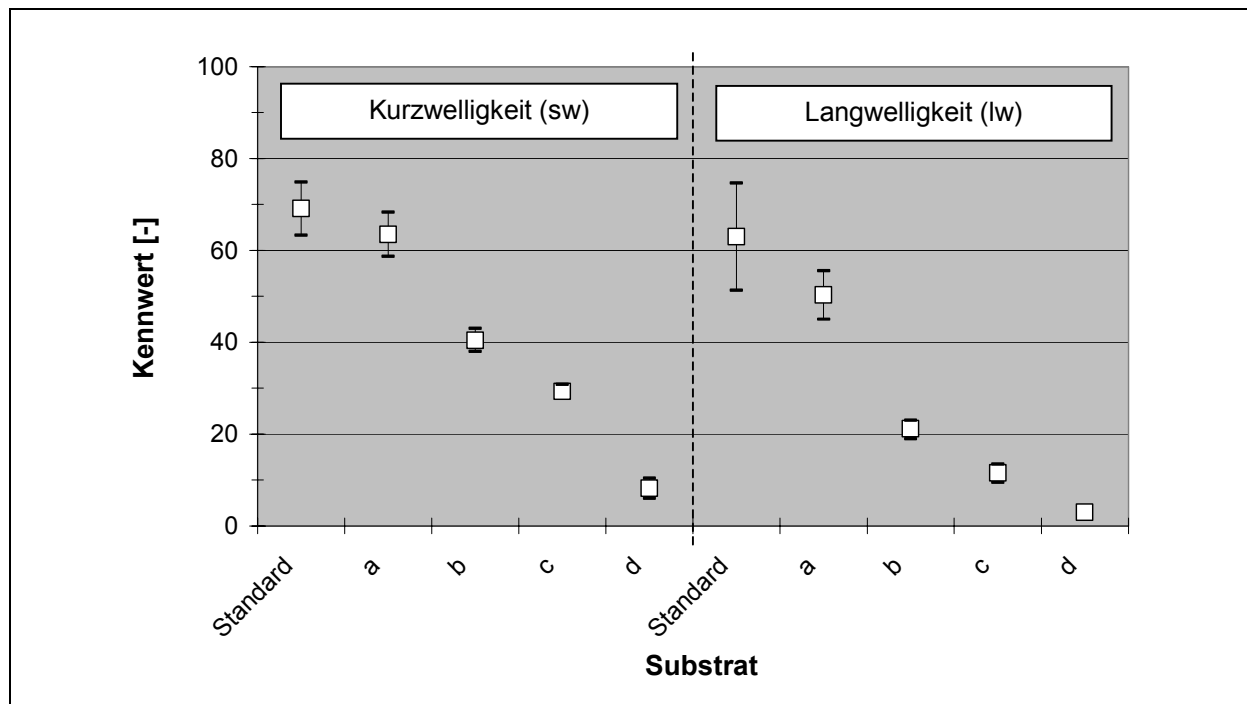
Eine sogenannte Lackfolie besteht in der Regel aus einer inneren thermoplastischen Trägerschicht sowie einer äußeren Lage mit Farbpigmenten. Die benutzte Folientype (Senotop®) enthält eine Trägerfolie aus ASA/PC, eine mit Farbpigmenten gefüllte PMMA-Schicht und eine PMMA-Decklage. Sie lässt sich gut mit der PC-Matrix verbinden.

Tabelle 4.6 gibt einen Überblick über die Proben mit unterschiedlicher Beschichtung:

Tabelle 4.6: Organobleche mit unterschiedlicher Beschichtung

Bezeichnung	Matrix	Verstärkung	Außenschicht	Lackierung
Standard	PA 6.6	Köper-2/2, grob	PA 6.6 (75 µm)	Konventionell (40 µm)
a	PA 6.6	Köper-2/2, grob	PA 6.6 (125 µm)	Konventionell (40 µm)
b	PA 6.6	Köper-2/2, grob	PMMA (300 µm)	Konventionell (40 µm)
c	PA 6.6	Köper-2/2, grob	PA 6.6 (75 µm)	Konventionell (120 µm)
d	PC	Köper-2/2, grob	PC (75 µm)	Lackfolie (1000 µm)

Da die Proben über einen gleichwertig hohen Glanzgrad verfügten, eigneten sie sich zur Beurteilung mit dem Wavescan-plus®. Die Messung der optisch wahrnehmbaren Welligkeit ergab folgende Resultate:

**Bild 4.16:** Kurz- und Langwelligkeit in Abhängigkeit der Beschichtung

Wird der Faservolumengehalt von 50 % auf 35 % reduziert (a), werden sowohl die Kurz- als auch die Langwelligkeit leicht vermindert. Der höhere Matrixgehalt zwischen den Verstärkungslagen und die erhöhte Matrixschichtdicke an der Oberfläche wirken sich erwartungsgemäß texturmindernd aus. Die PMMA-Decklage (b) setzt die Werte lw und sw noch weiter herab. Eine optimale Lackierung (c) reduziert die Welligkeit stärker als die PMMA-Deckschicht, obwohl ihre Dicke nur etwa halb so groß ist.

Von entscheidender Bedeutung ist daher vermutlich das Verfahren des Schichtauftrags: Die PMMA-Folie wird zusammen mit der Kernmatrix PA 6.6 aufgeschmolzen und unter Druck wieder abgekühlt. Nähert sich die Temperatur dem Glasübergang von PMMA (ab ca. 140 °C), nimmt die Steifigkeit der Deckschicht stark zu. Entsprechend wird die Oberfläche infolge der kontrahierenden Matrix fortan über einen großen Temperaturbereich deformiert. Die Lackierung erfolgt dagegen bei relativ geringer Temperatur (60 °C), der Lack ist im Auftragsstadium noch wesentlich dünnflüssiger und kann die bereits vorhandenen Texturen des Halbzeugs besser kaschieren.

In Bild 4.17 wird die Texturminderung durch Erhöhung der Lackschichtdicke anhand von Profilometeraufnahmen ersichtlich:

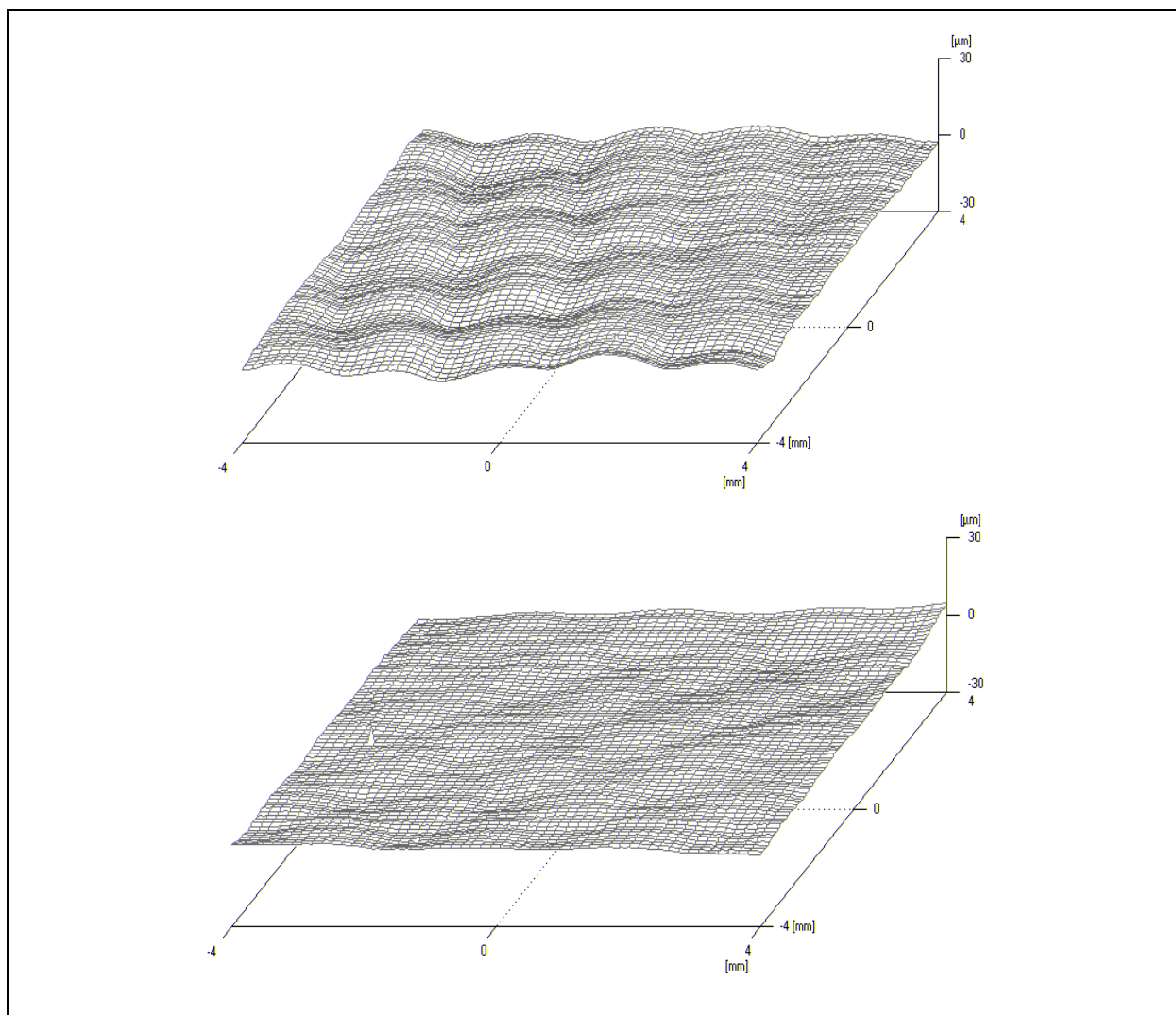


Bild 4.17: Abhängigkeit der Topografie von der Beschichtungsdicke (oben: 40 μm, unten: 100 μm)

Die thermoplastische Lackfolie (d) wird von dem Organoblech unmittelbar oberhalb der Glasübergangstemperatur von PC (140 °C) hinterpresst. Die sich ergebende Welligkeit ist die geringste der Versuchsreihe. Ursache dafür sind das Matrixmaterial

PC, welches ohnehin geringere Volumenschwindung gegenüber PA 6.6 besitzt, sowie die Eigenschaften der Folie. Sie verfügt über eine hohe Dicke (nahezu 1 mm) und erhält, da sie nur an der Unterseite aufschmilzt, bei den gegebenen Verarbeitungsbedingungen eine gewisse Steifigkeit aufrecht.

Als Ergebnis ist festzuhalten, dass die Beschichtung einen erheblichen Einfluss auf die Oberflächengüte von Organoblechen hat. Matrixreiche Außenschichten, optimierte Lackierungen und thermoplastische Lackfolien können die Textur stark vermindern. Im Falle matrixähnlicher Beschichtungen, die bei erhöhter Temperatur mit dem Ausgangssubstrat verbunden werden, sind für eine ähnliche Kompensation der Textur allerdings höhere Schichtdicken erforderlich als bei Nasslackierungen.

4.5 Zusammenfassende Bewertung

4.5.1 Effekte der Hauptwirkung

Die experimentellen Untersuchungen der Kapitel 4.1 – 4.4 haben gezeigt, dass die verschiedenen Werkstoffparameter der Faser-Kunststoff-Verbunde einen unterschiedlich starken Einfluss auf die einzelnen Kenngrößen der Oberflächenqualität ausüben. Die Ergebnisse basierten dabei auf der „Ein-Faktor-Methode“, d.h. auf der Veränderung der Zielgröße bei Variation eines Parameters unter Beibehaltung der übrigen Parameter auf einem bestehenden (gewöhnlich niedrigem) Niveau. Diese Methode ermöglicht zwar eine Aussage bei schon geringer Versuchsanzahl, doch besitzt die Beschreibung des Einflusses der betrachteten Größe ausschließlich bei der gegebenen Einstellung der anderen Parameter Gültigkeit.

Um den gesamten Versuchsraum besser erfassen zu können, bietet sich eine faktorielle Versuchsplanung und -auswertung an. In Anlehnung daran [81, 82] werden im folgenden die Parametereinflüsse gemeinsam analysiert.

Da die Variation der Faserart in keinem Versuch eine Auswirkung aufzeigte, wird dieser Aspekt ausgeschlossen. Betrachtet werden folglich drei veränderliche Parameter – Matrix (M), Verstärkung (V), Beschichtung (B) - und ihre Zielgrößen, die wesentlichen optischen Kenngrößen Glanz, Kurzwelligkeit und Langwelligkeit. Die folgende Abbildung illustriert den Versuchsraum, der über acht verschiedene Messpunkte verfügt:

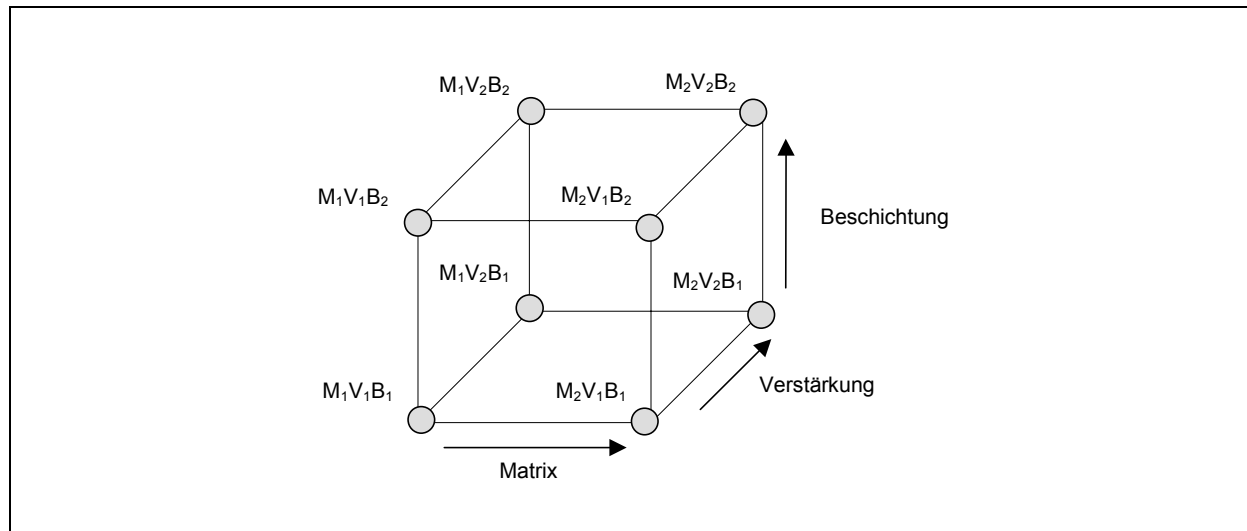


Bild 4.18: Schematische Darstellung des Versuchsraumes

An den Eckpunkten des Versuchsraumes wird stets die in Bezug auf die Zielgrößen gegensätzliche Einstellung der jeweiligen Parameter gewählt (M: PC \leftrightarrow PA 6.6; V: Atlas 1/7 \leftrightarrow Körper 2/2, grob; B: unlackiert \leftrightarrow optimale Beschichtung). Die Einflüsse auf die Zielgrößen werden dabei separat betrachtet, so dass die Parametereinstellung eines Eckpunktes in Abhängigkeit der Zielgröße variieren kann. Zudem sind die Einflussgrößen Matrix, Verstärkung und Beschichtung in der Versuchsreihe nicht quantifizierbar, sondern nur qualitativ unterschiedlich.

Das Ziel ist die Ermittlung der durchschnittlichen Einflussstärke eines Parameters. Dies entspricht sinngemäß der mittleren Differenz zwischen den Zielgrößen auf „hohem“ und „niedrigem“ Niveau des jeweiligen Einflussparameters und wird als Effekt der Hauptwirkung bezeichnet. Im Falle der Variation der Matrix ergibt sich also deren mittlerer Einfluss zu:

$$\Delta M = \frac{M_2 V_1 B_1 + M_2 V_2 B_1 + M_2 V_1 B_2 + M_2 V_2 B_2}{4} - \frac{M_1 V_1 B_1 + M_1 V_2 B_1 + M_1 V_1 B_2 + M_1 V_2 B_2}{4} \quad (4.4)$$

Wendet man diese Methode auf Basis der Messdaten in Kapitel 4.1 - 4.4 für die drei Zielgrößen und Einflussparameter an, ergibt sich eine direkte Vergleichsmöglichkeit der Einflussstärken. Dies ist in Bild 4.19 dargestellt.

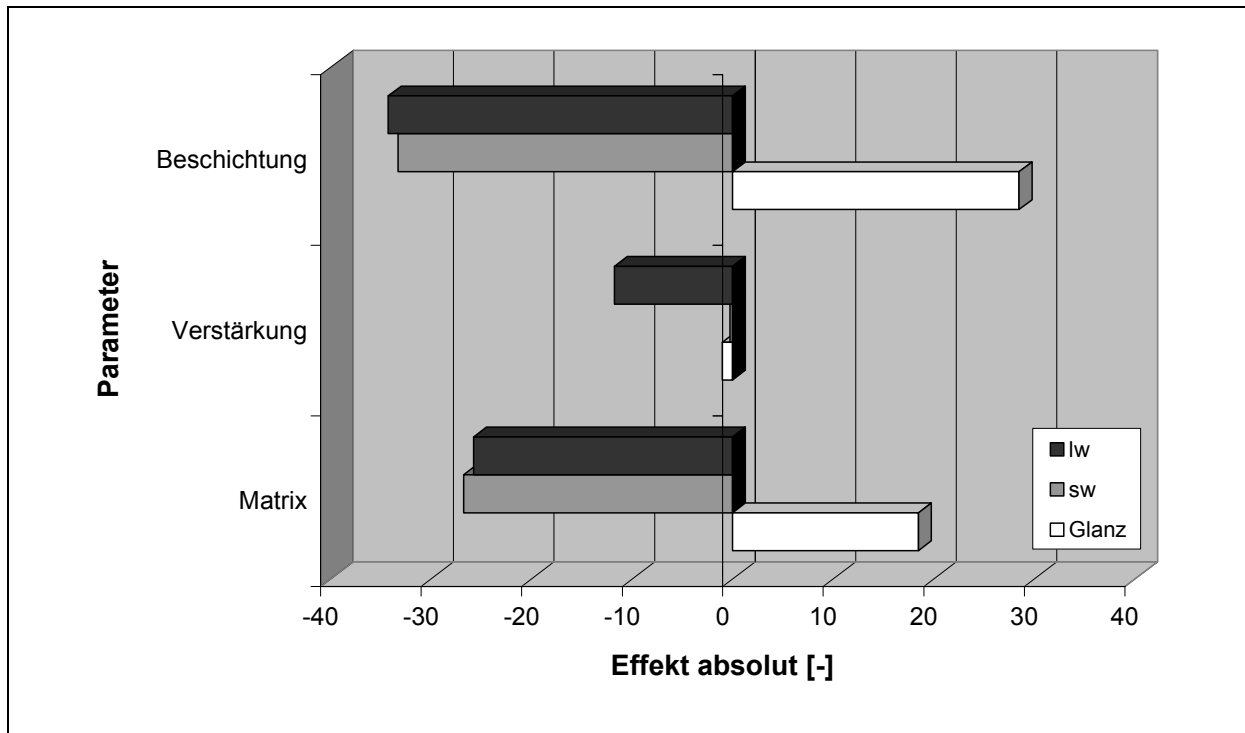


Bild 4.19: Grafische Darstellung der Haupteffekte

Erwartungsgemäß bestätigt die Analyse die Tendenzen, die sich in den einzelnen Kapiteln angedeutet haben. Man erkennt, dass die Beschichtung auf alle drei Zielgrößen den größten Einfluss ausübt. Sie hebt den Glanzgrad am deutlichsten an und vermindert wesentlich die Welligkeitswerte lw und sw. Damit stellt die Beschichtung die Größe dar, der bei einer Oberflächenoptimierung faserverstärkter Thermoplaste größtes Augenmerk geschenkt werden muss.

Die Wahl der Matrix ist für die Zielgrößen ebenfalls sehr wichtig, absolut betrachtet aber nicht so einflussstark wie die Beschichtung. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen wirkt sich die Art der Verstärkungsarchitektur nur geringfügig auf die Langwelligkeit aus. Hinsichtlich Kurzwelligkeit und Glanz ist kein signifikanter Einfluss feststellbar, da die Standardabweichungen der Einzelmessungen (ca. 10 %) bereits die Effekte übertreffen. Offenbar kann der Feinheit und Überlappungsart der Fasern nur ein geringes Potenzial zur Oberflächenoptimierung beigemessen werden, solange am Prinzip der Gewebestruktur festgehalten wird.

4.5.2 Maximal erreichbare Qualität

Vor dem Hintergrund der Ergebnisse aus Kapitel 4.5.1 stellt sich die Frage, welche Oberflächenqualität durch Kombination oberflächenoptimierender Maßnahmen maximal erreichbar ist. Zu diesem Zweck wurden auf Basis von PC und PA 6.6 drei

spezielle Verbundaufbauten realisiert, bei denen die Wahl der Verstärkung und Beschichtung hinsichtlich optimaler Oberflächenqualität getroffen wurde. Die Verbunde werden in Tabelle 4.7 erläutert.

Tabelle 4.7: Übersicht der optimierten Verbundaufbauten

Bezeichnung	Matrix	Verstärkung	Außenschicht	Lackierung
PC	PC	Atlas-1/7, Vlies	PC (125 µm)	Konventionell (120 µm)
PA/PMMA	PA 6.6	Atlas-1/7, Vlies	PMMA (300 µm)	Konventionell (120 µm)
PC/Lackfolie	PC	Atlas-1/7	PC (75 µm)	Lackfolie (1000 µm)

Bild 4.20 illustriert die Ergebnisse der Glanz- und Welligkeitsbestimmungen. Zusätzlich zu den Werten der Organobleche sind auch Messwertbereiche, welche die Oberfläche kommerziell eingesetzter, lackierter Stahlbleche (SB) mit „Class A“-Qualität beschreiben, skizziert [83].

Während alle Proben über einen ähnlich hohen Glanzgrad verfügen, ergeben sich bei Betrachtung der Welligkeit deutliche Unterschiede: Trotz zahlreicher optimierter Parametereinstellungen (matrixreichere Außenschicht, Oberflächenvlies, optimierte Lackierung), die im einzelnen bei teilkristallinen Matrices zu Verbesserungen geführt haben, lässt sich die Oberflächengüte des PC-Substrates (PC) kaum verändern. Die Oberflächenwelligkeit entspricht weitgehend dem Niveau herkömmlich lackierter, nicht optimierter PC-Bleche, die bereits in Kap. 4.2 behandelt wurden.

Unter Einsatz einer PA 6.6-Matrix (PA/PMMA) zeigen die Optimierungsmaßnahmen größere Wirkung: Die Langwelligkeit wird auf ca. 10, die Kurzwelligkeit auf ca. 16 verringert. Diese Organoblechvariante verfügt über das geringste Welligkeitsniveau aller in dieser Versuchsreihe beurteilten, nasslackierten Proben.

Die einzige Probe, die sowohl hinsichtlich Lang- und Kurzwelligkeit einem Stahlblech gleichkommt bzw. es gar übertrifft, ist die mit thermoplastischer Lackfolie beschichtete PC-Platte (PC / Lackfolie), vgl. Kapitel 4.4.

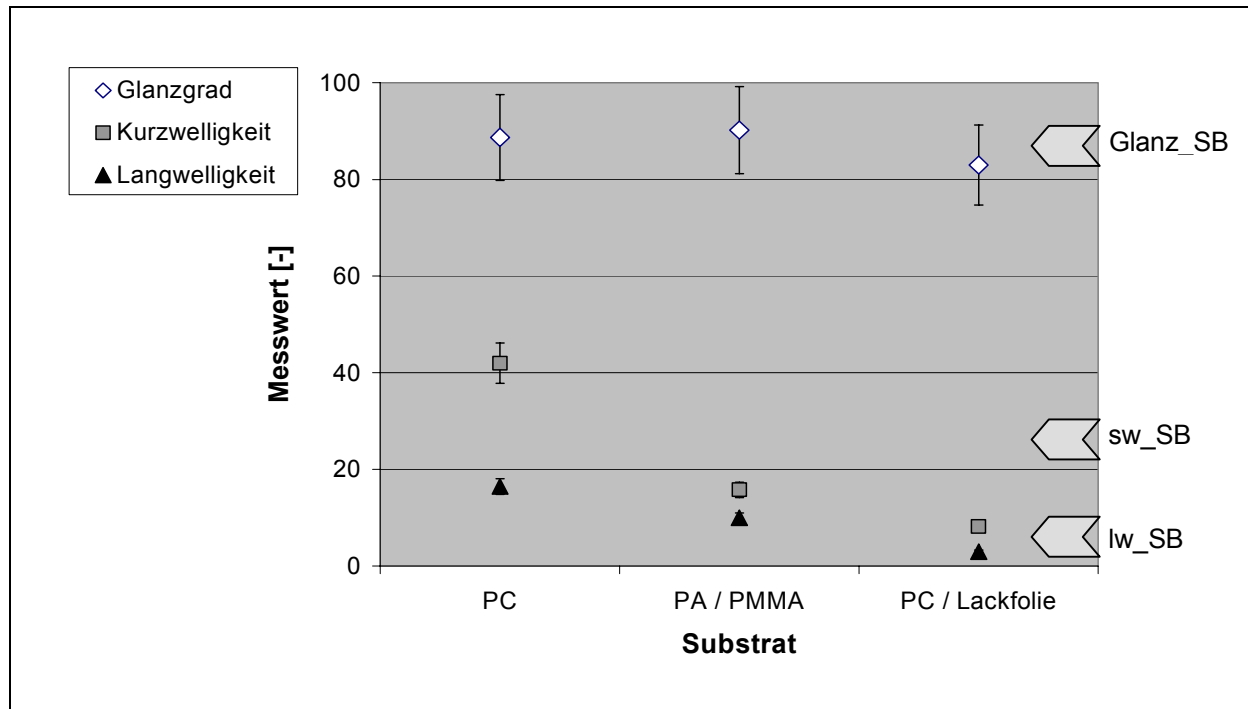


Bild 4.20: Vergleich „optimierter“ Verbunde

Bild 4.21 verdeutlicht anhand photographischer Aufnahmen den im Rahmen der Arbeit erreichten Entwicklungsfortschritt.

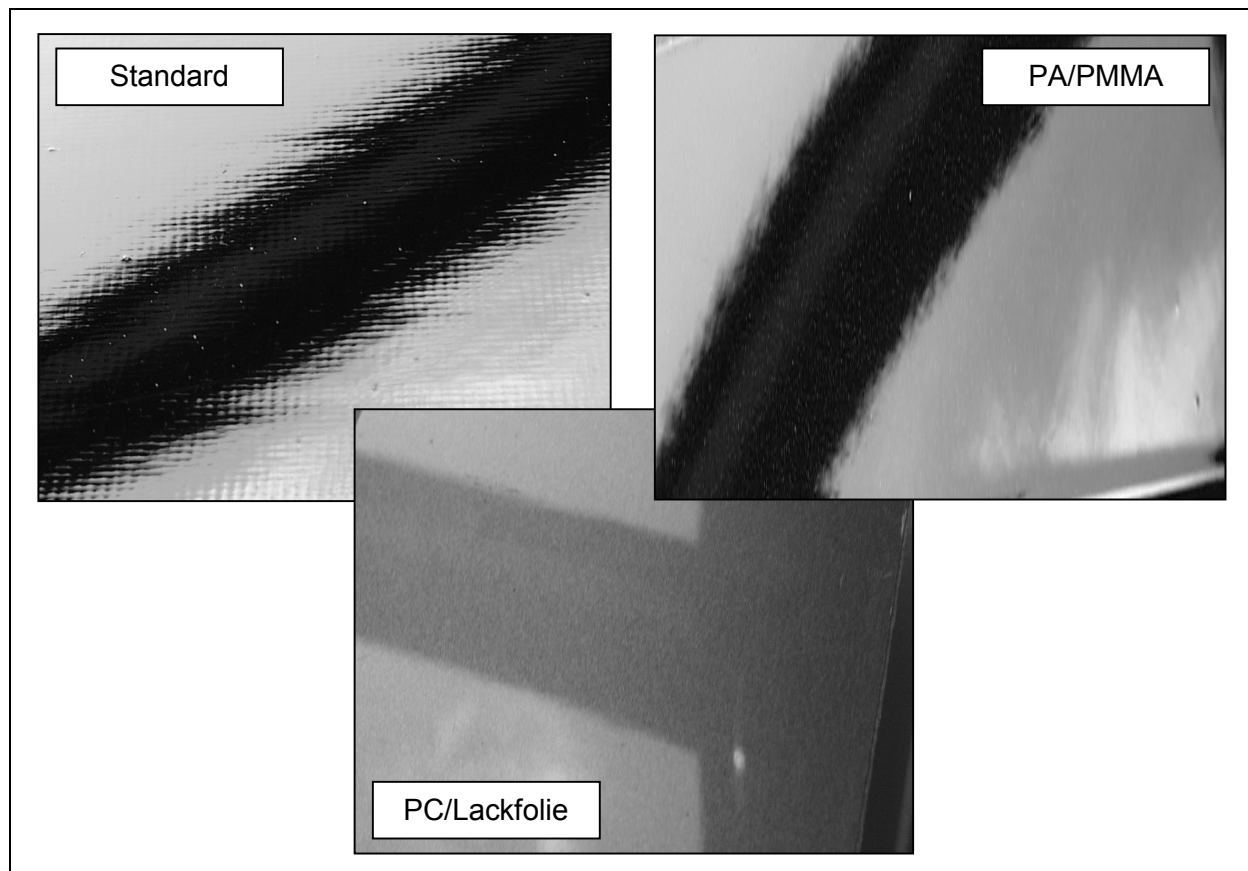


Bild 4.21: Spiegelbilder eines Fensterrahmens auf verschiedenen Proben

Die Art der Matrix und die Qualität der Beschichtung sind die wesentlichen Einflussparameter für die Oberflächengüte von Organoblechen. Jeder Parameter alleine kann durch entsprechende Wahl die Oberflächenwelligkeit stark reduzieren. Die Kombination einer schwindungsarmen Matrix mit optimaler Lackierung bewirkt allerdings keine synergetischen Effekte. Durch Nasslackierung lässt sich bei den eingesetzten Organoblechen eine gewisse Langwelligkeitsgrenze ($lw = 10$) nicht unterschreiten.

Die besten Resultate bezüglich Kurz- und Langwelligkeit ergeben sich durch eine thermoplastische Kaschierfolie. Sie sollte dem Substrat „Class A“-Qualität ermöglichen. Ihre Dicke übertrifft diejenige herkömmlicher Lackierungen allerdings deutlich.

5 Oberflächencharakteristik konkurrierender Werkstoffklassen

Nach Betrachtung der Oberflächenproblematik von Organoblechen soll im folgenden ein Vergleich mit der Oberflächenphänomenologie anderer Werkstoffe erfolgen. Hierzu zählen Thermoplaste ohne oder mit ungerichteter Faserverstärkung (Thermoplast-Spritzguss, GMT, LFT) sowie Duomere mit textiler Verstärkung (RTM-Bauteile) und duomere Pressmassen (SMC). Für alle Werkstoffgruppen wurden beispielhafte Proben am IVW hergestellt. Ausgenommen davon ist der spritzgegossene Thermoplast (PC/PBT-Blend), der dem Kotflügel eines MCC Smart[®] entnommen wurde.

5.1 Rauigkeit

In Bezug auf die Rauigkeit ergeben sich zwei wesentliche Aspekte. Zum einen weisen duomere Bauteile in der Regel ebenmäßigere Topographien auf als thermoplastische Substrate. Die Ausbildung der Makromoleküle durch die Vernetzungsreaktionen erfolgt bei RTM- oder SMC-Bauteilen erst im Werkzeug und ermöglicht eine gute Abbildung der zumeist polierten, aus Stahl gefertigten Werkzeugoberfläche. Thermoplaste bestehen bereits zu Beginn der Verarbeitung aus langkettigen Makromolekülen, die sich aufgrund intermolekularer (Van der Waals) oder Dipol induzierter Kräfte beim Abkühlen gegenseitig beeinflussen und zu übergeordneten Strukturen, u.U. Kristalliten, anordnen [11]. Dieses Verhalten erlaubt keine ideale Abbildung der Werkzeugoberfläche im molekularen Maßstab, insbesondere wenn im bereits erstarrten Zustand die abkühlungsbedingte Volumenschwindung voranschreitet. Infolgedessen sind Thermoplastoberflächen zumeist rauher als die duomerer FKV.

Zum zweiten können bei thermoplastischen Pressmassen – anders als bei Organoblechen – lokale Differenzen hinsichtlich der Oberflächenbeschaffenheit auftreten [84]. Ursache dafür sind spezifische Unterschiede in der Verfahrenstechnik. Während beim Laminieren endlos faserverstärkter Thermoplaste in erster Linie eine Imprägnierung in Dickenrichtung erforderlich ist, existieren beim GMT, vor allem aber beim LFT, Bereiche mit unterschiedlich starken Scherraten und Fließwegen für das geschmolzene Polymer in der Ebene. Ein LFT-Substrat hat darum im Bereich des Ablegens vom Plastifikat eine relativ hohe Rauigkeit, die infolge des raschen Abkühlens beim Schließen der Presse verursacht wird. Die Oberflächenstrukturen an dieser Stelle „frieren“ quasi ein. Im Fließbereich dagegen werden durch den erzwungenen Matrixfluss die Fasern ausgerichtet und in die Matrix eingebettet, was die Rauigkeit absenkt. Die Profilometeraufnahmen in Bild 5.1 verdeutlichen diesen Effekt. Im Einlegebereich treten eine Vielzahl kleiner Poren auf, die lokalen Höhendifferenzen betragen bis zu 23 μm . Im Fließbereich lässt sich eine Vorzugsrichtung der Fasern ablesen (diagonal, von links oben nach rechts unten), und die maximale Profiltiefe liegt bei 10 μm .

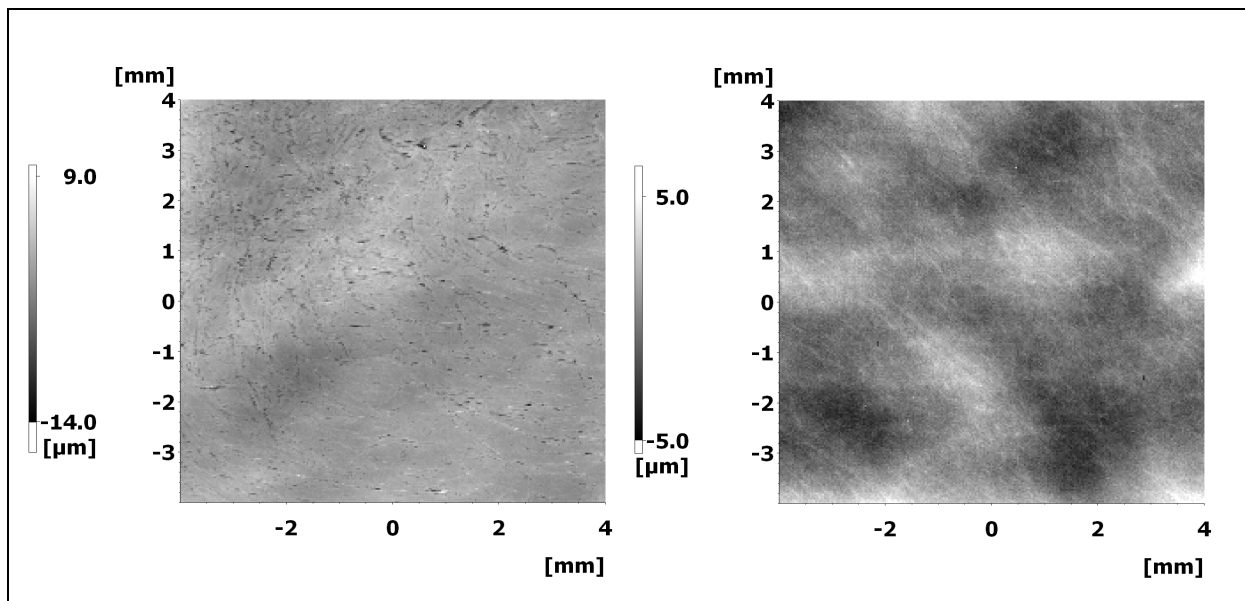


Bild 5.1: Profilometrische Aufnahmen von LFT-Substrat, „Einlegebereich“ (links) und „Fließbereich“

Wie bereits in Kapitel 4 dargelegt, führt bei Organoblechen die Ausbildung kristalliner Strukturen zu stärkerer Zerklüftung der Oberfläche, so dass bei identischer Presse das amorphe PC eine geringere Rautiefe hervorruft als die PA-Matrix. Eine konventionelle Nasslackierung ist in der Lage, die Rauigkeit faserverstärkter Thermoplaste soweit herabzusetzen, dass sie derjenigen lackierter Stahlbleche ebenbürtig wird.

Bild 5.2 zeigt einen Überblick über die Kennwerte einiger gemessener Substrate. Deutlich werden die relativ geringe Rauigkeit der duromeren Systeme (RTM, SMC) und der Einfluss der Kristallinität (OB, PA 6.6 gegenüber OB, PC). Weiterhin erkennt man die Differenzen infolge Einlege- und Fließbereich beim LFT (LFT/E gegenüber LFT/F) und den nivellierenden Effekt einer Lackierung (OB, lackiert, SB, lackiert).

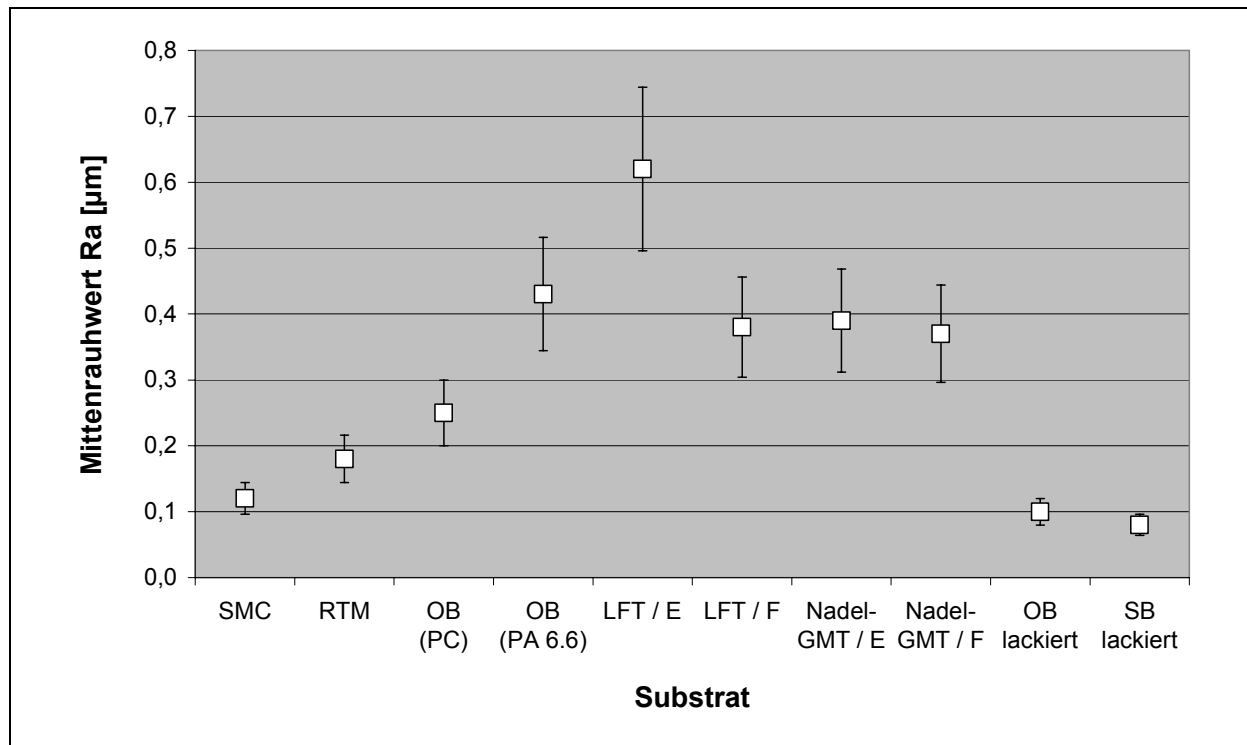


Bild 5.2: Mittenrauhwerte unterschiedlicher FKV-Substrate

5.2 Topografie

Neben den Unterschieden hinsichtlich der Rauigkeit treten die charakteristischen Verarbeitungstechniken und Verstärkungsgeometrien auch bei der Topografie deutlich hervor. Im Vergleich zu den bereits in Bild 5.1 dargestellten Oberflächen von LFT-Substraten weist ein GMT-Bauteil der gleichen Zusammensetzung (GF-PP, FVG: 20 %) und mit demselben Werkzeug größere lokale Schwankungen der Faser-Verteilung auf. Dies resultiert aus dem Herstellungsprozess (Vernadelung) des Verstärkungsmaterials, der längere Abschnitte geschnittener Rovings zulässt. Diese Abschnitte sind darüber hinaus weitgehend miteinander verschlungen oder verhakt [85]. Das Papier-GMT wird aus einer wässrigen Suspension geschnittener Rovings und des gelösten Polymers gewonnen. Dabei werden die Faserstränge aufgelöst und die Fasern in Filamentform vereinzelt und gleichmäßig verteilt. Daraus resultiert eine feinere Textur (vgl. Bild 5.3).

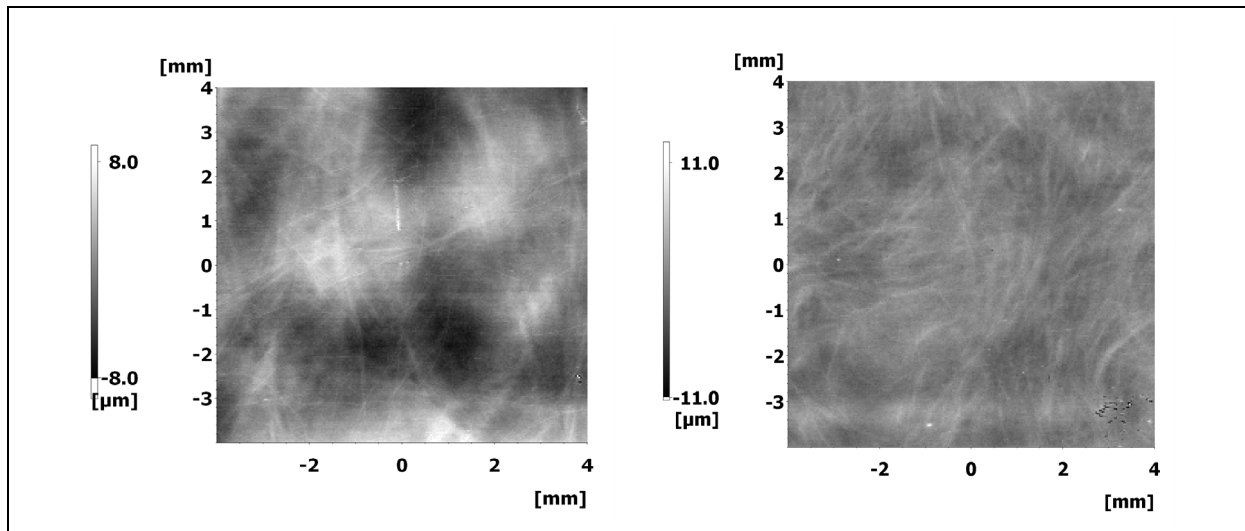


Bild 5.3: Profilometeraufnahmen eines Nadel-GMT (links) und eines Papier-GMT

Als duromeres Vergleichsmaterial zum GMT/LFT kann das SMC angesehen werden. Hierbei handelt es sich um eine vorimprägnierte, flächige Pressmasse, in der zumeist Kurzfasern eingesetzt werden, aber auch Endlosfasern vorliegen können. Die Aushärtung erfolgt nach dem Pressvorgang im beheizten Werkzeug. SMC ist das einzige faserverstärkte Material, das sich bisher großserientechnisch auch für Anwendungen im automobilen Sichtbereich etabliert hat [44, 86, 87]. Neben den relativ niedrigen Materialkosten hat zu diesem Erfolg die Oberflächenqualität beigetragen. Bild 5.4 zeigt, dass eine gewisse, unregelmäßige Welligkeit vorhanden ist, einzelne Faserverläufe aber nicht mehr visuell erfassbar sind. Erzielt wird diese Qualität allerdings durch eine Reihe von mineralischen und thermoplastischen Zusätzen, die im wesentlichen die Volumenschwindung des Harzes kompensieren sollen. Dies führt zu sogenannten Low Profile (LP)- oder Low Shrink (LS)-Rezepturen [57]. Darüber hinaus sind die Faservolumengehalte vergleichsweise gering. Das bedeutet aber auch, dass das Material keine hohen mechanischen Eigenschaften aufweisen kann.

Für Hochleistungsanwendungen duromerer FKV kommen neben im Autoklaven ausgehärteten Strukturen in zunehmendem Maße im RTM-Verfahren gefertigte Verbunde zum Einsatz. Als Verstärkung werden Gewebe- oder Gelegestrukturen genutzt, die vorab in die Form eingelegt und anschließend unter Druck mit dem Harzsystem getränkt werden [14]. Da die Aushärtung des Harzes im Vergleich zu den Kristallisationstemperaturen thermoplastischer Schmelzen bei wesentlich niedrigeren Temperaturen erfolgen kann, ist die thermische Volumenschwindung der Matrix entsprechend geringer. Jedoch muss eine zusätzliche Schwindung des Harzes infolge der chemischen Vernetzungsreaktion in Kauf genommen werden. Darum weisen auch RTM-Substrate in der Regel eine signifikante Faserdurchzeichnung auf.

In Bild 5.4, links, erkennt man klar den diagonalen Verlauf einzelner Gelege-Rovings. Die sich nahezu senkrecht erstreckenden Nähfäden führen etwa alle 6 mm in Richtung der X-Koordinate zu Einschnürungen der Faserbündel mit etwa 1 mm breiten Fasersträngen. Dadurch werden lokal stark inhomogene Faservolumengehalte erzeugt, die eine deutliche Texturierung zur Folge haben. Die Werkstoffklasse der RTM-Bauteile bietet allerdings durch optimierte Einstellungen hinsichtlich Verstärkungsarchitektur, Harzsystem und Prozessführung ein erhebliches Potenzial, die Oberflächengüte zu steigern [15].

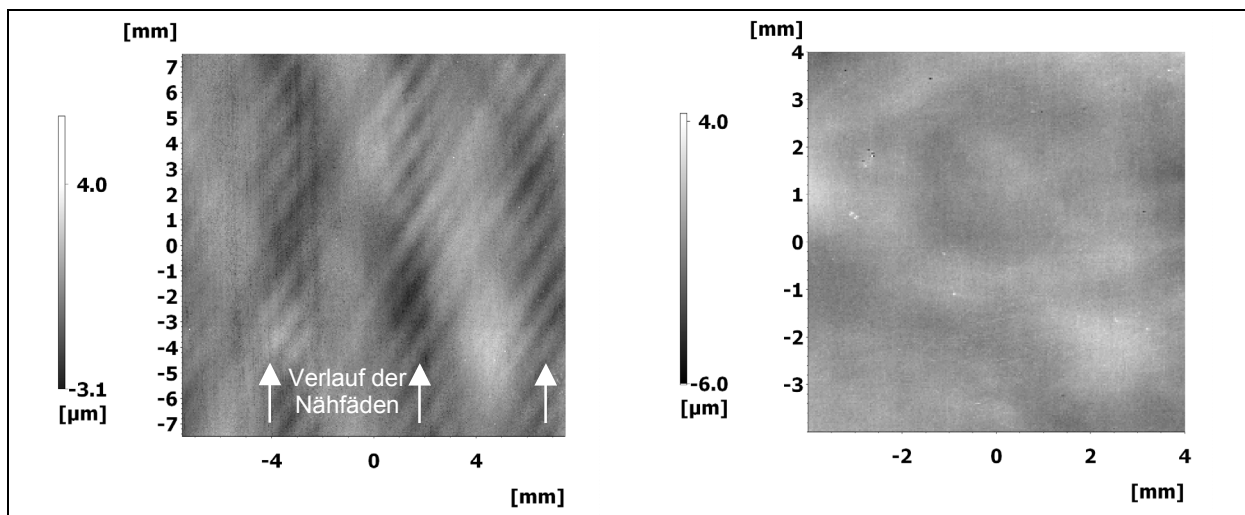


Bild 5.4: Oberflächen eines nicht optimierten RTM-Bauteils mit Gelegeverstärkung (links) und eines SMC-Substrates

5.3 Welligkeit

Die im vorangegangenen Kapitel beschriebenen Texturen der Substrate verursachen eine charakteristische Welligkeit, die optisch mittels Wavescan-plus® quantifiziert wurde. Der zur „Class A“-Zertifizierung sich häufig als kritisch erweisende Wert der Langwelligkeit ist jeweils in der Grafik, Bild 5.5, aufgeführt.

Es zeigt sich, dass das SMC-Substrat Langwelligkeitswerte deutlich kleiner als 10 ermöglicht und damit nominell höchsten automobilen Anforderungen genügt. Auf Seiten der Thermoplaste wird dies nur von unverstärkten (lackierten) Spritzgussteilen, TP-Spritzguss, erreicht. Sobald eine Verstärkung mit Kurzfasern vorliegt, fällt die Oberflächenqualität der Spritzgussteile stark ab [15], so dass in der Praxis hieraus keine großflächigen Bauteile im Sichtbereich eingesetzt werden.

Gängige, d.h. nicht oberflächenoptimierte RTM-Bauteile oder Organobleche mit amorpher Matrix (OB, PC) bewirken Langwelligkeitswerte zwischen 20-30.

Die drei thermoplastischen Pressmassen Papier-GMT, LFT und Nadel-GMT wurden in derselben Presse verarbeitet. Wie die Profilometeraufnahmen anzeigen, entsteht aufgrund stark inhomogener Faserverteilung beim Nadel-GMT die höchste Oberflächenwelligkeit. Sie liegt auf ähnlichem Niveau wie diejenige des gewebeverstärkten Polyamid (OB, PA 6.6, vgl. Kap. 4). Beim LFT-Substrat ist die Langwelligkeit etwas geringer, das Papier-GMT schneidet in dieser Hinsicht am besten ab.

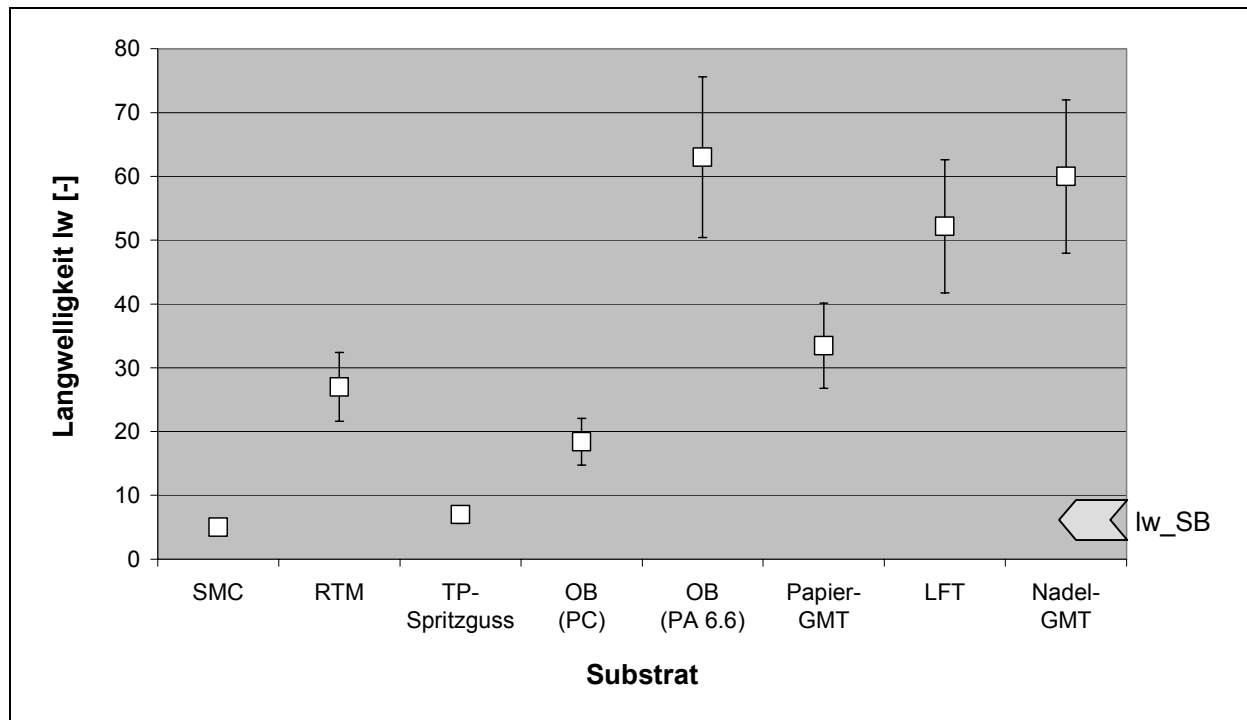


Bild 5.5: Langwelligkeit (lw) einiger FKV-Substrate

5.4 Fazit

Bei thermoplastischen Bauteilen wirkt sich eine inhomogene Faserverstärkung stark auf die Oberflächenbeschaffenheit aus. Darum weisen gewebeverstärkte Organobleche und Nadel-GMT mit teilkristalliner Matrix die größte Substratwelligkeit auf. Eine gleichmäßigere Verteilung der Fasern im Matrixbett führt sowohl bei Duromeren als auch Thermoplasten zu entsprechenden Verbesserungen, wie der Vergleich PA 6.6-Organoblech zu Papier-GMT und RTM zu SMC anzeigt. Beim Einsatz thermoplastischer Pressmassen ist zu beachten, dass aufgrund lokal unterschiedlicher Scher- und Abkühlraten auch eine unterschiedliche Oberflächenqualität resultiert. Duromere FKV nehmen gegenüber thermoplastischen Verbunden im Hinblick auf Glanz und Welligkeit im allgemeinen ein höheres Niveau ein.

6 Modellbildung und Simulation

6.1 Grundlage

Das Ziel der numerischen Simulation bestand zunächst darin, die vorab erzielten experimentellen Ergebnisse hinsichtlich Texturierung zu untermauern. Als zweiter Schritt sollte das Modell dazu dienen, eine Voraussage treffen zu können, welche quantitative Auswirkung bestimmte Maßnahmen zur Oberflächenoptimierung herbeiführen können.

Die Basis der Modellbildung stellt die Klasse der Organobleche dar. Als Referenz dienten 4-lagige Halbzeuge mit einer GF-Köper-2/2-Bindung und einem Flächengewicht von 390 g/m². Die Festlegung der Verstärkungsgeometrie erfolgte durch eine Analyse von Schliffbildern. Die Breite eines verpressten Faserbündels beträgt etwa 1600 µm, die Höhe 130 µm. Der Faservolumengehalt im Laminat lag bei 48 %.

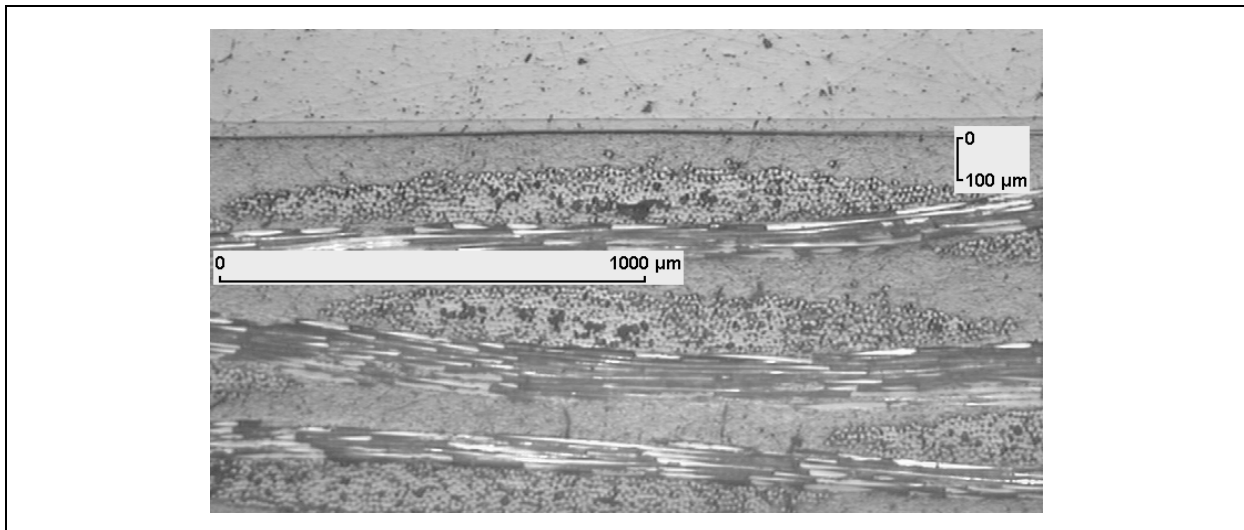


Bild 6.1: Schliffbild eines Organobleches mit Köper-2/2-Gewebeverstärkung

Bild 6.2 verdeutlicht die Ableitung einer Gewebelage für die Einheitszelle:

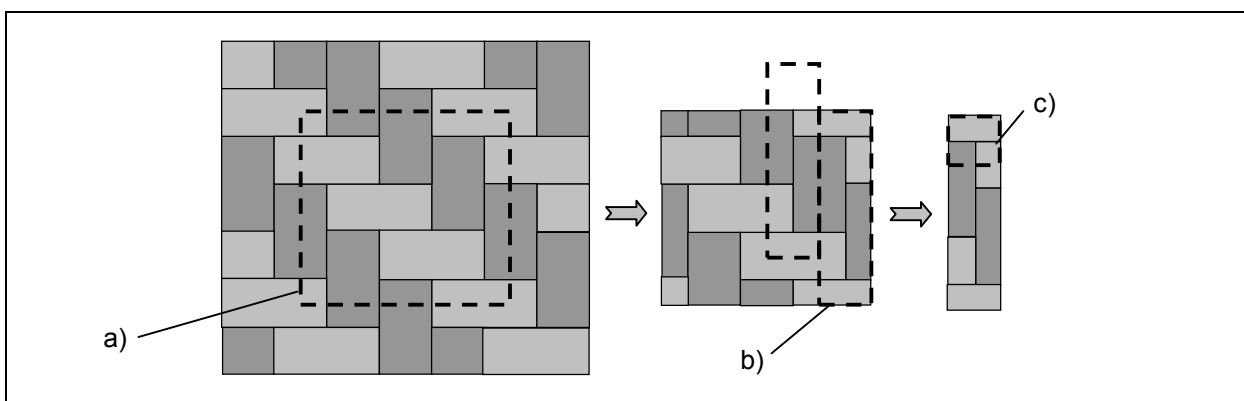


Bild 6.2: Köper-2/2-Gewebelage mit charakteristischen Ausschnitten

Ausschnitt a) wäre erforderlich, um die Verstärkungsarchitektur vollständig erfassen zu können und darüber hinaus an den Rändern Symmetriebedingungen vorzufinden. Symmetrie bedeutet in diesem Zusammenhang, dass an gegenüberliegenden Rändern stets dieselben physikalischen Zustandsgrößen herrschen und die Gesamtheit der Lage durch einfache Aneinanderreihung der Ausschnitte gebildet werden kann.

Aufgrund der Komplexität der dreidimensionalen Struktur des Gewebes wurden für erste Simulationsläufe mit linear-elastischen Eigenschaftsprofilen der betrachtete Verstärkungsausschnitt auf das Maß b) reduziert. Auch dieser repräsentiert noch vollständig die Geometrie der Gewebelage. Um die Verstärkungsarchitektur der gesamten Lage zu beschreiben, ist allerdings eine versetzte Anordnung dieses Ausschnitts von Nöten. Er weist daher keine symmetrischen Randbedingungen mehr auf.

Da infolge der geplanten Implementierung von viskoelastischem und anisotropem Materialverhalten ein starkes Anwachsen der benötigten Rechenzeit abzusehen war, wurde zur Kompensierung die Einheitszelle für die Simulation ein weiteres mal um 75% verkleinert, auf den Ausschnitt c).

Die geometrischen Verhältnisse wurden mit einem CAD-Programm (*Solidworks*, *Dassault Systemes S.A.*, Paris) nachgestellt und in ein Finite-Elemente-Programm (*ANSYS*, *Ansys Inc.*, Southpointe) übertragen. Für beide Komponenten, Faser und Matrix, wurde zunächst derselbe Elementtyp, der "3-D 10-node tetrahedral structural solid", *SOLID92* eingesetzt. Er lässt oberflächenbezogene Druckkräfte zu, ermöglicht temperaturabhängiges und anisotropes elastisches Verhalten. Während die Matrix als isotrop betrachtet werden kann, muss die richtungsabhängige Steifigkeit der Faserbündel Berücksichtigung finden.

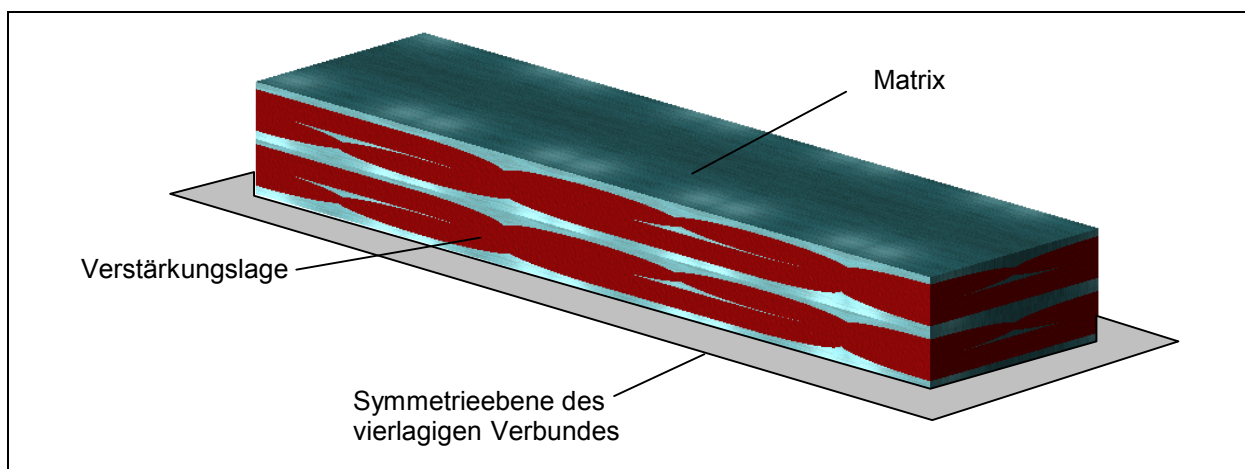


Bild 6.3: Schema der Einheitszelle, basierend auf Ausschnitt b)

Für die Simulationsrechnungen ist stets der „worst case“ betrachtet worden, also die parallele Übereinanderordnung zweier Gewebelagen, so dass matrixreiche und matrixarme Gebiete besonders stark ausgeprägt sind. Da ein vierlagiger Aufbau simuliert werden soll, sind zwei Lagen ausreichend; an der Unterseite der Zelle herrschen Symmetriebedingungen bezüglich der horizontalen Ebene (vgl. Bild 6.3).

6.2 Einfluss von Faser und Matrix

Für erste Rechnungen (mit Ausschnitt b) wurden die Faser- und Matrixkomponente jeweils als homogene Körper vorausgesetzt, ihr Verhalten als linear-elastisch angenommen. Die entsprechenden Kennwerte hinsichtlich Steifigkeit und thermischer Ausdehnung wurden der Literatur entnommen [72] und bei den Polymeren über den betrachteten Temperaturbereich (PA6.6: 20 - 250°C, PC: 20 - 180°C) gemittelt. Die Querkontraktionszahl beträgt bei Polymeren im Glaszustand etwa 0,3 und wächst auf 0,5 an, wenn das Polymer erweicht [73]. Die Kennwerte der Fasern bleiben konstant [74], die Eigenschaften der Faserbündel ergaben sich aus der linearen Mischungsregel (vgl. Kapitel 6.4.3). Der Zug-E-Modul in Faserrichtung (X-Koordinate) beträgt beispielsweise [88]:

$$E_x = \varphi_B \cdot E_{xF} + (1 - \varphi_B) \cdot E_M \quad (6.1)$$

Dabei wurde beachtet, dass der FVG speziell in den Bündeln mit $\varphi_B = 75 \%$ wesentlich höher ausfällt als der übergeordnete, den Gesamtverbund beschreibende FVG mit $\varphi = 48 \%$ [13].

Tabelle 6.1: Übersicht der verwendeten Kennwerte [72, 73, 74]

Eigenschaft / Material	Polyamid (PA6.6)	Polycarbonat (PC)	Glasfaser (GF)	Kohlenstoff-faser (CF)
Zug-E-Modul (N/mm ²)	799	1538	70 000	240 000
Querkontraktionszahl ν (-)	0,3 - 0,5	0,3 - 0,5	0,24	0,28
Thermischer Ausdehnungskoeffizient α_{th} (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	148	79	5	-0,8 () 15 (⊥)

Der Simulationsrechnung wurde ein statischer Abkühlprozess zugrunde gelegt. Als Referenztemperatur wurde 20 °C angenommen, die Starttemperatur richtete sich nach dem Matrixpolymer und entspricht dem Wert, unterhalb dessen die Matrix praktisch nicht mehr fließfähig ist und somit einer infolge Schwindung auftretenden Ober-

flächendeformation nicht mehr entgegen wirken kann. Für das PC wurde experimentell über die Bestimmung des Melt Flow Index (MFI), der als Maß für die Fließfähigkeit einer Kunststoffschmelze dient, eine „no-flow-temperature“ von ca. 180 °C unter dem Prozessdruck von $p = 15$ bar ermittelt (vgl. Kap. 4). Für das PA 6.6 wurde der Bereich einsetzender Kristallisation (250 °C) als Starttemperatur berücksichtigt.

Der hohe thermische Ausdehnungskoeffizient des PA 6.6 ergibt sich durch eine zusätzliche Volumenschwindung infolge partieller (30 %) Kristallisation. Der Koeffizient α_{th} wurde so gewählt, dass er die Volumenänderung durch Kristallisation bei der Rechnung als eine gleichmäßige, über den gesamten Abkühlprozess sich erstreckende Schwindung interpretiert.

6.2.1 Ergebnisse

Die Variation der Fasereigenschaften hat auf die Ausbildung der Oberflächentextur keinen Einfluss. Die Unterschiede bezüglich thermischer Ausdehnung und Steifigkeit zwischen GF und CF spielen unter den gegebenen Bedingungen offenbar keine Rolle, bzw. werden von anderen Effekten überlagert. Dies entspricht den experimentellen Ergebnissen.

Dagegen stellen die Eigenschaften der Matrix (PC oder PA 6.6) eine signifikante Größe im Rahmen dieser Simulationsrechnung dar. Bild 6.4 zeigt das resultierende Oberflächenprofil für GF-PA 6.6 und GF-PC im selben Maßstab. Die Vertikalauslenkungen sind allerdings überhöht dargestellt, d.h., die Auslenkungen in vertikaler Richtung werden zur deutlicheren graphischen Darstellung mit einem Faktor (10) multipliziert.

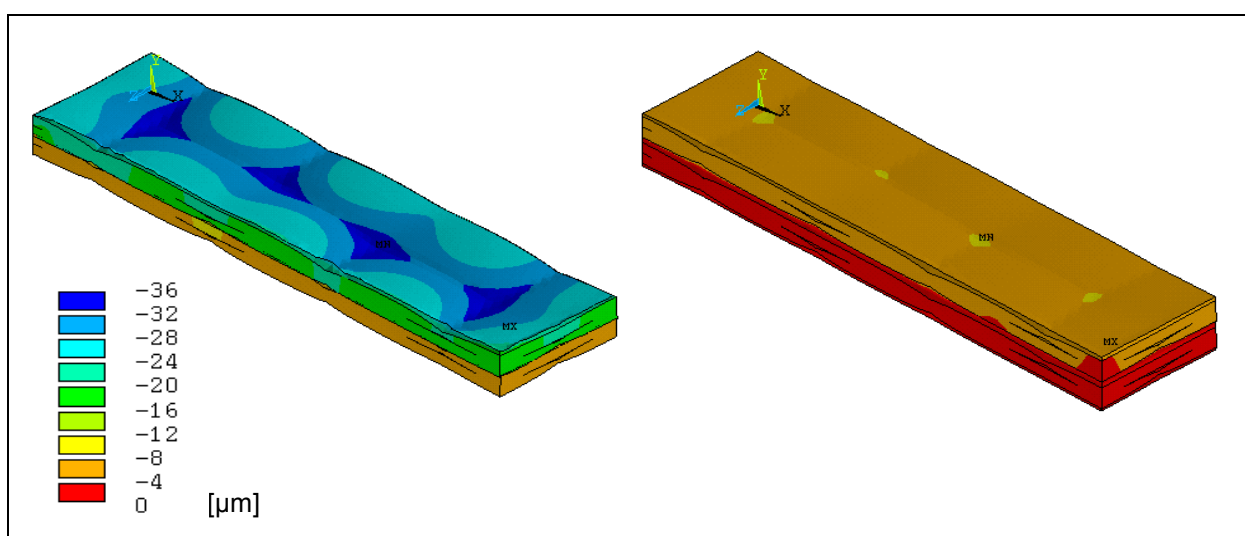


Bild 6.4: Oberflächenprofil in Abhängigkeit der Matrixtype (PA 6.6 links, PC rechts)

Bei PA 6.6-Matrix erkennt man eine merkbare Durchzeichnung der Gewebetextur (vgl. Ausschnitt b). Die Farbskala zeigt auf, dass eine maximale Absenkung der Oberfläche von bis zu 36 μm erfolgt. Für die Textur und Welligkeit einer Fläche aber ist nicht eine absolute Profilauslenkung entscheidend, sondern die Differenz zwischen höchsten und tiefsten Stellen des Profils, die Profiltiefe. Dieser Wert ist entsprechend kleiner und liegt bei maximal 10 μm . Im Fall der PC-Matrix ist die Gesamtabenkung der Oberfläche deutlich kleiner als bei PA 6.6, die maximale Profiltiefe beträgt etwa 3 μm . Die entsprechenden Werte für die Texturtiefe, die in Profilometeraufnahmen an realen Proben (Herstellung in DBP) ermittelt worden sind, betragen im Schnitt jeweils 9 und 2,8 μm .

Die Simulation bestätigt folglich tendenziell die Messergebnisse, die berechneten Werte fallen dabei aber etwas zu hoch aus. Aufgrund des „Worst-case“-Lagenaufbaus im Modell ist dies nicht überraschend; des weiteren können die Vereinfachungen bei der Beschreibung des Materialverhaltens und der Modell-Randbedingungen das Ergebnis beeinflusst haben.

6.2.2 Fazit

Die Simulation bestätigt trotz der starken Vereinfachungen bei der Implementierung des Materialverhaltens im Modell weitgehend die experimentellen Befunde. Die Art der Faser (GF oder CF) übt keinen, die Wahl der Matrix und ihr thermisches Ausdehnungsverhalten dagegen großen Einfluss auf die Faserdurchzeichnung aus.

6.3 Auswirkung der Lagenanordnung

6.3.1 Prinzip des Versatzes

Im Modell (vgl. Kapitel 6.2) sind die Verstärkungslagen parallel übereinander angeordnet. Die faserreichen Gebiete (Überlappungspunkte sich kreuzender Fäden) sowie die matrixreichen Bereiche der Lagen befinden sich also jeweils direkt übereinander. Im Organoblech findet man jedoch – wie Schliffbilder aufzeigen – eine statistische Verteilung möglicher Lagenanordnungen. Es liegen folglich auch Bereiche vor, bei denen faserreiche und matrixreiche Gebiete übereinander liegen.

Es liegt daher die Frage nahe, inwieweit die unterschiedliche Lagenanordnung und die daraus resultierenden lokal schwankenden „vertikalen“ Faservolumengehalte sich auf die Texturbildung auswirken. Zur Überprüfung wurden drei unterschiedliche La-

genabfolgen (vgl. Bild 6.5) modelliert und anschließend einem simulierten Temperatursprung unterzogen.

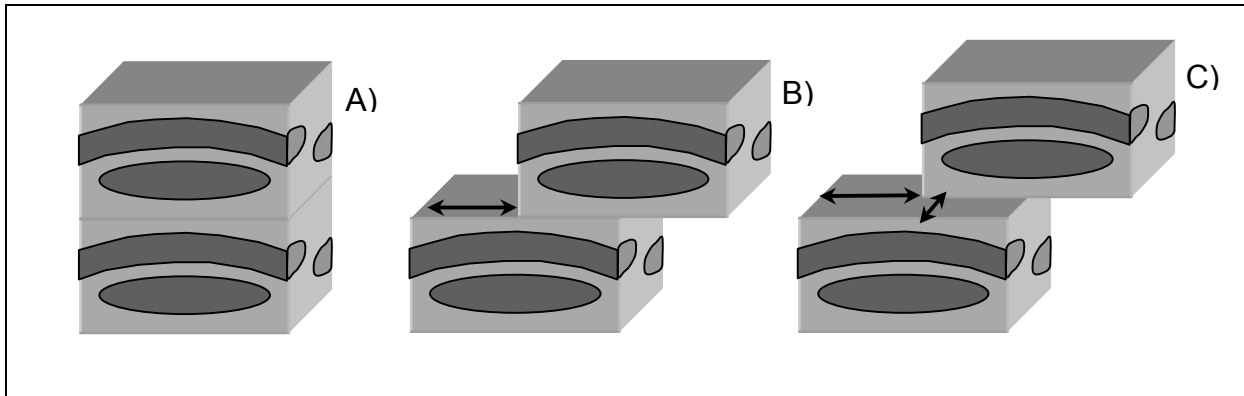


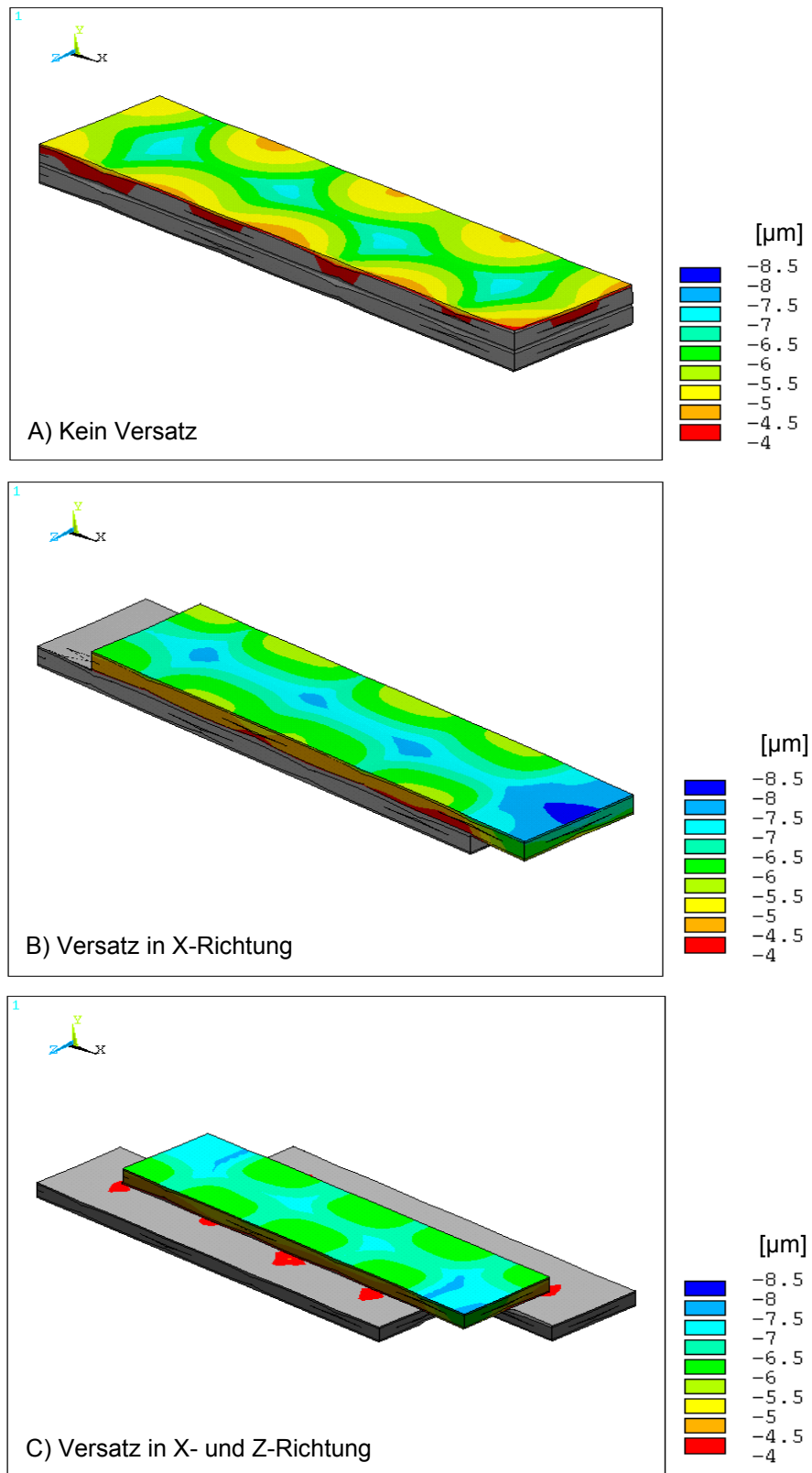
Bild 6.5: Variationen des Lagenversatzes

6.3.2 Ergebnisse

Bild 6.6 zeigt die Ergebnisse auf, die beispielhaft für GF-PC bei einem Temperatursprung von 180°C auf 20°C ermittelt worden sind.

Die obere Darstellung entspricht Variation A), der parallelen Lagenanordnung, und weist eine maximale Profildifferenz von ca. 2,8 µm auf. Die mittlere Grafik zeigt eine Versetzung der oberen Lage um eine halbe Fadenbreite in X-Richtung auf. Dadurch befinden sich die Überlappungsstellen der oberen und unteren Gewebelage nicht mehr direkt übereinander, und die maximale Profiltiefe wird um etwa 10 % auf 2,5 µm vermindert. Schließlich sind die Lagen in der unteren Darstellung derart angeordnet, dass die matrixärmsten mit den matrixreichsten Gebieten übereinander liegen (Variation C). Die aufgrund des Versatzes überstehenden Modellbereiche bleiben bei der Analyse unberücksichtigt. Die Kernbereiche der dargestellten Substratoberfläche zeigen, dass die Profiltiefen deutlich verringert worden sind. Die größte Profildifferenz liegt bei maximal 1,5 µm, ist also im Vergleich zu Variation A (parallele Anordnung) um über 40 % verringert worden.

Die Lagenanordnung hat folglich einen erheblichen Einfluss auf die Profiltiefen und die sich ergebende Welligkeit des Substrates. Versetzte Anordnungen führen zu einer Kompensation der Textur, da hierdurch matrixarme und –reiche Regionen vertikal aneinandergrenzen. Die in den vorliegenden Simulationsläufen als Standard eingesetzte Lagenanordnung stellt dagegen den „worst case“ (Variation A) dar und sollte demzufolge etwas höhere Werte liefern als die experimentell ermittelten Daten. Dies wurde in Kapitel 6.2 bereits bestätigt.

**Bild 6.6:** Profilcharakteristik von GF-PC in Abhängigkeit des Lagenversatzes

6.4 Analyse der Prozessgrößen

Die bisherigen Simulationsrechnungen verglichen ausschließlich den Anfangs- und den Endzustand des betrachteten Systems, ohne den dazwischen liegenden Weg zu charakterisieren. Darum genügte es auch, vereinfachte Annahmen hinsichtlich der Materialeigenschaften zu treffen (Homogenität, lineare Elastizität, gemittelte Kennwerte).

Mit hoher Wahrscheinlichkeit wird sich aber auch die Prozessführung bei den verschiedenen Pressverfahren auf die Oberflächeneigenschaften der Halbzeuge auswirken. Bild 6.7 veranschaulicht die unterschiedlichen Prozessfenster der zur Verfügung stehenden Verarbeitungsverfahren:

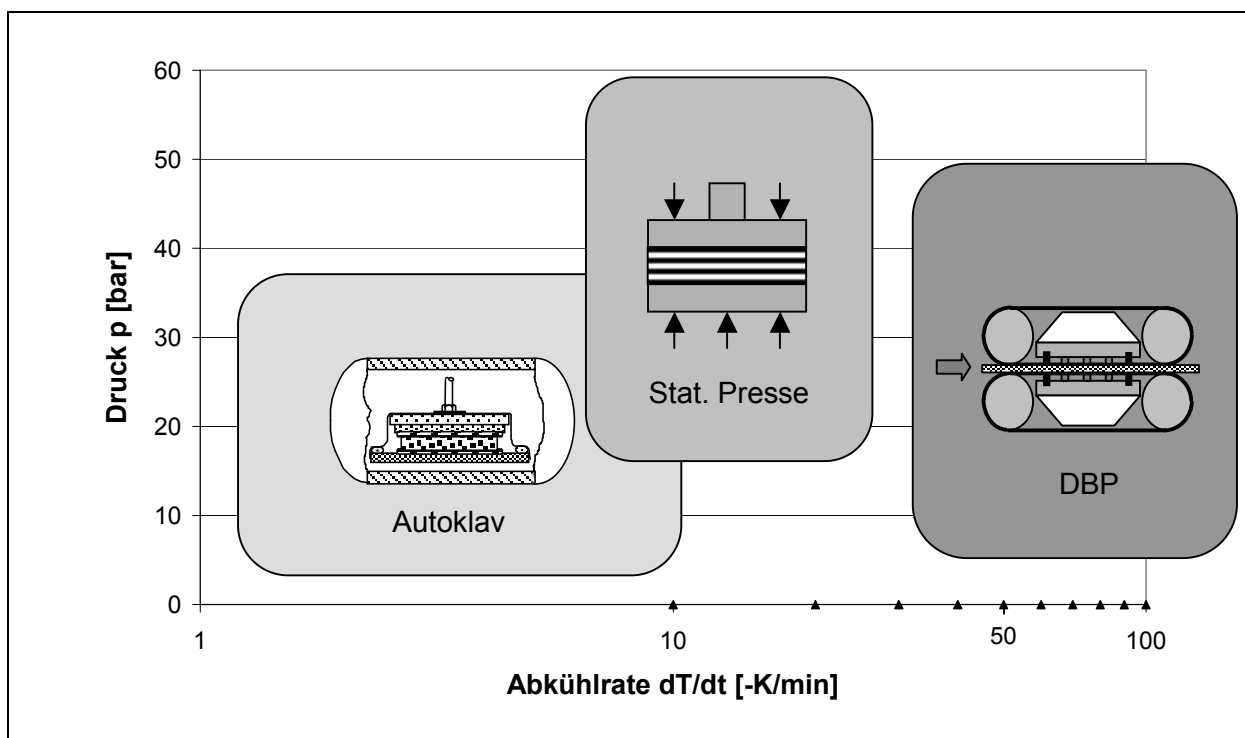


Bild 6.7: Schema verfügbarer Prozessfenster

Im Autoklaven ist ein weites Spektrum hinsichtlich des Konsolidierungsdruckes möglich, angefangen bei Atmosphärendruck bis hin zu etwa 40 bar Überdruck. Die Kühlrampe beträgt allerdings aufgrund der Trägheit des Systems nur wenige Grad Kelvin pro Minute. Auch die statische Presse erlaubt nur eine Abkühlrate von 20 - 30 K/min. Es sind aber höhere Pressdrücke möglich. Ähnlich der statischen Presse bedarf die Doppelbandpresse aufgrund der hydraulischen Kraftaufbringung eines gewissen Mindestdrucks und erreicht maximal 50 bar. Die Abkühlrate lässt sich durch die kontinuierliche Fahrweise auf weit über 100 K/min steigern.

Um diese erheblichen Unterschiede des Prozesswegs, also den Druck- und Temperaturverlauf über der Zeit, und seinen Einfluss auf die Halbzeugoberfläche zu erfassen, musste auch das komplexe mechanische Verhalten von thermoplastischen polymeren Werkstoffen im Modell Einzug finden. Während bei niedrigen Temperaturen Thermoplaste oftmals als Festkörper mit konstantem Eigenschaftsprofil betrachtet werden können, stellen sie im Temperaturbereich oberhalb der Glasübergangstemperatur T_G (amorph) bzw. der Kristallitschmelztemperatur T_M (teilkristallin) eine zähe Flüssigkeit dar [72]. Im Bereich des Übergangs kommt es zwar zu einem Abfall der mechanischen Kennwerte um mehrere Größenordnungen, dennoch kann die Änderung des Eigenschaftsprofils nicht als spontan bezeichnet werden. Sie erstreckt sich über einen gewissen Temperatur- und Zeitbereich. In diesem Stadium ist das Material weder fest noch flüssig, sondern viskoelastisch.

6.4.1 Zeit- und temperaturabhängiges Materialverhalten

6.4.1.1 Viskoelastizität

Viskoelastisches Materialverhalten ist dadurch gekennzeichnet, dass sich nach dem Aufbringen einer definierten Dehnung im Material zunächst eine Spannung gemäß der linear-elastischen Theorie einstellt, diese mit der Zeit allerdings exponentiell abfällt [89, 90]:

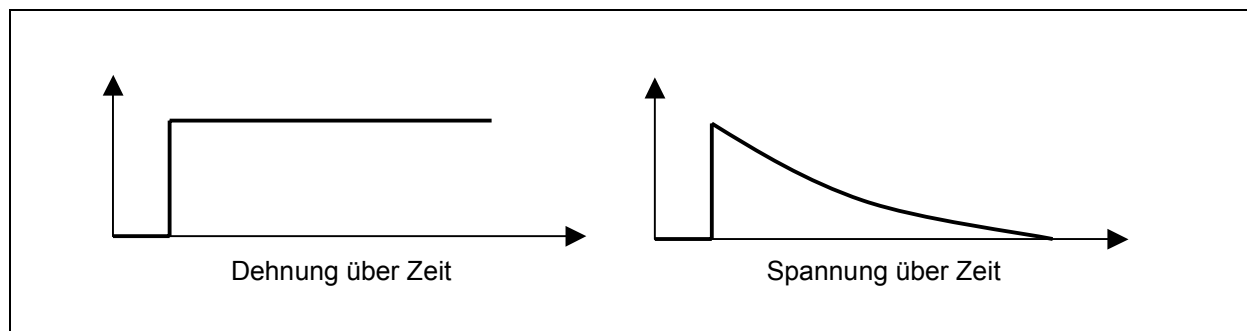


Bild 6.8: Viskoelastische Relaxation

Dieses Abklingen der inneren Spannung (Relaxation) lässt sich durch eine charakteristische Größe, die Relaxationszeit beschreiben. Um ein Modell zur Beschreibung des viskoelastischen Verhaltens zu erhalten, legt man einen zunächst einfachen Lastfall zugrunde, beispielsweise einen Zugversuch. Für die elastische Deformation gilt dann:

$$\sigma_{el} = E \cdot \varepsilon_{el} \quad (6.2)$$

Das viskose Fließen wird beschrieben durch [91]:

$$\sigma_{vi} = \eta \cdot \frac{d\varepsilon_{vi}}{dt} \quad (6.3)$$

Um Viskoelastizität zu erfassen, müssen beide Anteile kombiniert werden. Symbolisch kann man dies durch eine Reihenschaltung einer Feder (rein elastisch) und eines Dämpfers (nur viskos) ausdrücken. Dies nennt man ein 1-stufiges Maxwell-Element. Die Gesamtdehnung des Systems ergibt sich nun aus:

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{vi} \quad (6.4)$$

$$\frac{d\varepsilon_{ges}}{dt} = \frac{d\varepsilon_{el}}{dt} + \frac{d\varepsilon_{vi}}{dt} = \frac{d}{dt} \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta} \quad (6.5)$$

Im Falle eines Relaxationsversuches ist die Dehnung ε des Systems zeitlich konstant, die Zeitableitung folglich gleich Null. Die Lösung der resultierenden Differentialgleichung für den Spannung-Zeit-Verlauf lautet dann:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot e^{-tE/\eta} \quad (6.6)$$

Da der Elastizitätsmodul E und die Viskosität η werkstoffspezifische Größen darstellen, fasst man sie zusammen zu einer Größe, der Relaxationszeit $\lambda = \eta / E$, so dass

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot e^{-t/\lambda}. \quad (6.7)$$

Die Relaxationszeit ist ein Maß für die Dauer des Spannungsabfalls nach Einstellen der Dehnung. Bei sehr hohem λ verhält sich das Material bei kurzzeitiger Belastung quasi rein elastisch und offenbart erst nach langer Belastung viskoses Fließen, bei sehr kleinem λ wird die Spannung rasch durch viskose Deformation abgebaut.

Oftmals ist das reale Materialverhalten komplexer, als es ein einstufiges Maxwell-Modell beschreiben kann. Man muss dann auf eine Parallelschaltung von n Modellkörpern zurückgreifen. Besitzt das n -te Element nur einen Feder-, aber keinen Dämpfungsanteil, so zeigt das Material kein Fließen, sondern behält eine gewisse Restspannung aufrecht. Es gilt dann für den zeitabhängigen E-Modul [92]:

$$E(t) = E(0) \cdot \sum_{k=1}^n \omega_k \cdot e^{-t/\lambda_k} + E_{\infty} \quad (6.8)$$

Hierbei ist $E(0)$ der E-Modul bei spontaner Lastaufbringung und E_{∞} derjenige nach vollständiger Relaxation (E-Modul des n -ten Maxwell-Körpers). Die Koeffizienten ω_k sind die Gewichtungsfaktoren der einzelnen Elemente, wobei

$$\sum_{k=1}^n \omega_k = 1. \quad (6.9)$$

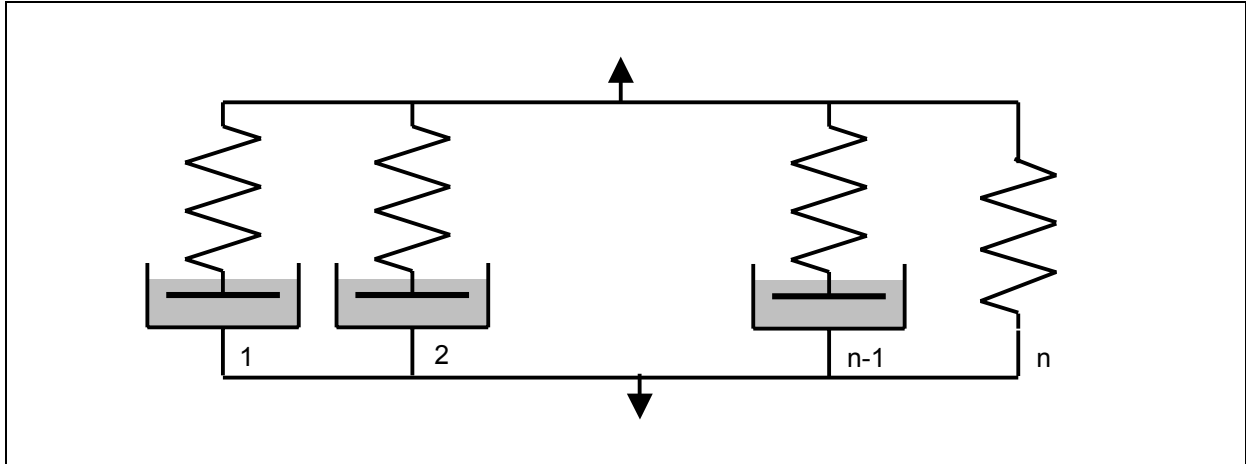


Bild 6.9: Schema eines n-stufigen Maxwell-Modells

6.4.1.2 Spannungsrelaxation

Wie bereits erwähnt, sind die mechanischen Kennwerte von Polymeren, z.B. E-Modul und Viskosität, insbesondere im Glasübergangsbereich stark temperaturabhängig. Die Relaxationszeit ist folglich eine Funktion der Temperatur:

$$\lambda(T(t)) = \frac{\eta(T(t))}{E(T(t))} \quad (6.10)$$

Stellt man sich einen stufenförmigen Temperaturverlauf vor mit einer Temperaturzunahme $T_3 > T_2 > T_1$ über infinitesimal kleinen Zeiteinheiten Δt , so ergibt sich für die Spannung am Ende eines Zeitinkrements:

$$\sigma(\Delta t) / \sigma(0) = e^{-\Delta t / \lambda(T_1)} \quad (6.11)$$

$$\sigma(2\Delta t) / \sigma(\Delta t) = e^{-\Delta t / \lambda(T_2)} \quad (6.12)$$

$$\sigma(3\Delta t) / \sigma(2\Delta t) = e^{-\Delta t / \lambda(T_3)} \text{ usw.} \quad (6.13)$$

Die Multiplikation der drei Ausdrücke für die Spannung ergibt:

$$\frac{\sigma(3\Delta t)}{\sigma(0)} = e^{-\Delta t / \lambda(T_1)} \cdot e^{-\Delta t / \lambda(T_2)} \cdot e^{-\Delta t / \lambda(T_3)} \quad (6.14)$$

Für m Zeitschritte Δt führt diese Reihenentwicklung allgemein zu dem Ausdruck

$$\frac{\sigma(t)}{\sigma(0)} = e^{-\sum_{i=1}^m \Delta t / \lambda(T_i)} \quad (6.15)$$

Aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Relaxationszeiten ist es sinnvoll, eine Referenztemperatur T_{Ref} festzulegen, auf die man die Relaxationszeiten beziehen und somit eine Normierung schaffen kann. Dadurch wird es möglich, eine sogenannte Verschiebungsfunktion zu definieren, die das Verhältnis der Relaxationszeiten bei einer gegebenen Temperatur T zu der gewählten Referenztemperatur T_{Ref} beschreibt:

$$\Phi(T) = \frac{\lambda(T)}{\lambda(T_{\text{Ref}})} \quad (6.16)$$

Die Beschreibung des zeitlichen Ablaufs eines viskoelastischen Effektes wie z.B. Spannungsrelaxation unter nicht-isothermen Bedingungen erfolgt damit über die Zeit der isothermen Relaxation bei T_{Ref} , der sogenannten reduzierten Zeit $\xi(t)$ [93]:

$$\xi(t) = \int_0^t \Phi(T(t)) dt \quad (6.17)$$

Mit ihr wird beim Grenzübergang $\Delta t \rightarrow 0$ aus Gleichung 6.15

$$\frac{\sigma(t)}{\sigma(0)} = e^{-\xi(t)/\lambda(T_{\text{Ref}})} \quad (6.18)$$

Die hergeleitete Beschreibung lässt sich auch auf n-stufige Modelle übertragen. Die Relaxationszeiten λ_i der Maxwell-Elemente müssen hierbei allerdings derselben Verschiebungsfunktion $\Phi(T)$ gehorchen. Dies ist bei den meisten Gläsern und Polymeren in guter Näherung der Fall. Man bezeichnet sie daher als „thermorheologisch einfach“.

In Bild 6.10 wird die Auswirkung der Verschiebungsfunktion veranschaulicht. Das Diagramm zeigt in halblogarithmischer Auftragung den normierten Spannungsverlauf $\sigma(t)/\sigma(0)$ über der Zeit dreier unverzögert gedehnter Zugstäbe bei unterschiedlicher Temperatur. Die Daten hierzu entstammen einer FEM-Simulation mit ANSYS. Die thermorheologische Einfachheit zeichnet sich dadurch aus, dass die Zeitabstände zwischen zwei Relaxationskurven bei verschiedenen Temperaturen stets gleich, also nur von der Temperatur T und nicht von der Zeit t abhängen.

Sei T_0 die Referenztemperatur, so wird für eine höhere Temperatur T_1 die Kurve um $(\log_e T_0 - \log_e T_1)$, folglich nach links, verschoben. Bei niedrigerer Temperatur T_2 erfolgt eine Verschiebung um $(\log_e T_2 - \log_e T_0)$ nach rechts (vgl. Bild 6.10).

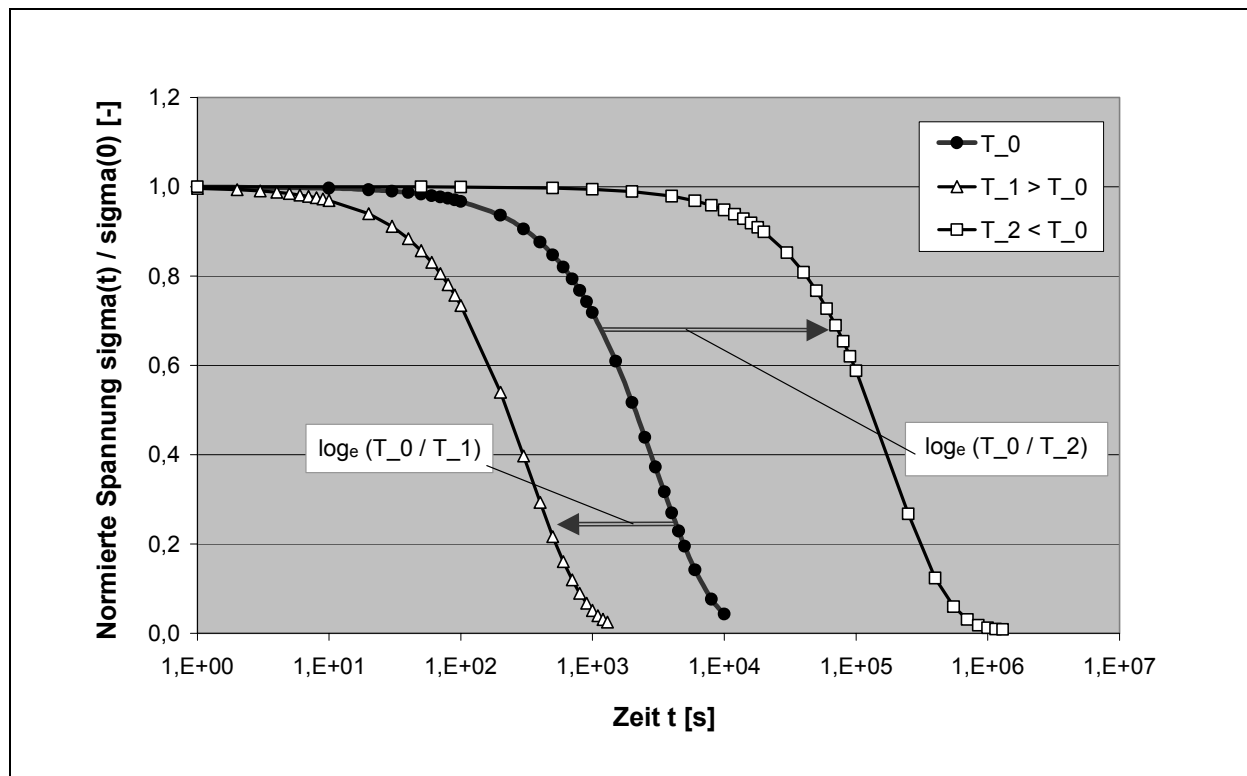


Bild 6.10: Spannungsrelaxation bei unterschiedlicher Temperatur

Das Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip bietet folgenden Vorteil: Anstelle einer Funktion, z.B. $G(T, t)$, die das Materialverhalten in Abhängigkeit zweier unabhängiger Variablen, T und t , beschreibt, werden zwei Beziehungen aufgestellt, die jeweils nur von einer unabhängigen Variablen ausgehen. Die eine ist die reduzierte Relaxationsfunktion, z.B. $G_{T_{\text{Ref}}}(t)$, die nur von der Zeit abhängt. Die andere ist die Verschiebungsfunktion $\Phi(T)$, die nur von der Temperatur abhängig ist.

Zur vollständigen Beschreibung des temperatur- und zeitabhängigen Materialverhaltens ist es somit erforderlich, zunächst bei der Referenztemperatur das Kriechverhalten zu bestimmen ($\Rightarrow G_{T_{\text{Ref}}}(t)$). Die Verschiebungsfunktion ergibt sich aus Messungen des Kriechverhaltens bei einigen anderen Temperaturen. Die dabei erhaltenen Kurvenverläufe werden soweit entlang der Zeitachse verschoben, bis sie mit der „Masterkurve“ der Referenzmessung zusammenfallen. Die erforderlichen Zeitverschiebungen können Stützpunkte für die durchgängige Verschiebungsfunktion bilden. Häufig sind für Polymere auch schon entsprechende Verschiebungsfunktionen bekannt, wie z.B. die Gesetzmäßigkeit von Williams, Landel und Ferry (WLF-Verschiebungsformel) [89].

6.4.1.3 Strukturrelaxation

Neben der Spannung gibt es im Zusammenhang mit Polymeren noch eine weitere wichtige zeit- und temperaturabhängige Größe. Hintergrund ist die Tatsache, dass Polymere nicht zwangsläufig im thermodynamischen Gleichgewicht vorliegen. Bei rascher Abkühlung von T_0 auf T_1 beispielsweise tritt eine Unterkühlung des Polymers auf. Das heißt, die Morphologie nimmt nicht spontan die der aktuellen Temperatur T_1 entsprechende Struktur an, sondern stellt sich erst mit der Zeit allmählich ein. Man bezeichnet diese Art der Relaxation daher als Strukturrelaxation.

Zur Beschreibung dieses Effektes wird nach Tool [94] eine neue Variable eingeführt, die fiktive Temperatur T_f . Sie ist die Temperatur eines Gleichgewichtszustands, der dem vorliegenden Ungleichgewichtszustand entspricht.

Betrachtet man ein amorphes Polymer deutlich oberhalb T_G , herrscht zunächst thermodynamisches Gleichgewicht, die aktuelle Temperatur fällt also mit der fiktiven zusammen, so dass $T_f = T$. Kühlt man nun ab in den Glasübergangsbereich, kommt es zu einer Reduktion des freien Volumens, die bei einem kritischen Wert (T_G) die Mikrobrown'sche Bewegung der Moleküle zum Erliegen bringt. Die aufgrund des weiteren Temperaturabfalls thermodynamisch erforderliche Strukturumlagerung wird gehemmt, so dass sich allmählich ein Ungleichgewichtszustand einstellt:

Gleichzeitig hat sich gezeigt, dass die Tendenz, den Zustand des Ungleichgewichts aufzuheben, also die zeitliche Änderung der fiktiven Temperatur, vom freien Volumen selbst abhängt, also mit wachsendem Abstand vom stabilisierten Zustand ($T_f = T$) zunimmt:

$$\dot{T}_f(t) = -\frac{(T_f(t) - T(t))}{\lambda_f(T, T_f)} \quad (6.19)$$

Ähnlich wie bei der Spannungsrelaxation definiert man auch bei der Strukturrelaxation eine charakteristische Relaxationszeit λ_f . Die Verwandtschaft der beiden Ansätze wird weiterhin durch die Lösung der obigen DGL. für eine konstante Temperatur T ersichtlich:

$$T_f(t) = (T_f(0) - T) \cdot e^{-t/\lambda_f} + T \quad (6.20)$$

Es liegt also eine exponentielle Annäherung von T_f nach T vor, deren zeitlicher Ablauf allein von der Relaxationszeit λ_f bestimmt wird. Dieses Verhalten lässt sich analog zur Spannungsrelaxation durch ein ein- oder mehrstufiges Maxwell-Modell beschreiben:

$$\dot{T}_{fk}(t) = - \frac{(T_{fk}(t) - T(t))}{\lambda_{fk}(T, T_f)} \quad (6.21)$$

für $k = 1, \dots, n$

$$T_f(t) = \sum_{k=1}^n v_k \cdot T_{fk}(t) \quad (6.22)$$

$$\text{mit } \sum_{k=1}^n v_k = 1$$

6.4.1.4 Arrhenius-Ansatz

Wie bereits in Kapitel 2.3 erwähnt ist zur mathematischen Beschreibung des viskoelastischen Eigenschaftsprofils eine stetige Verschiebungsfunktion $\Phi(T)$ erforderlich. Aufgrund des Prinzips der thermorheologischen Einfachheit verhalten sich die Relaxationszeiten λ der Spannung wie die Viskositäten η als auch wie die Relaxationszeiten λ_f der Struktur:

$$\Phi(T) = \frac{\lambda_k(T)}{\lambda_k(T_{Ref})} = \frac{\eta_k(T)}{\eta_k(T_{Ref})} = \frac{\lambda_{fk}(T)}{\lambda_{fk}(T_{Ref})} \quad (6.23)$$

Den Zusammenhang zwischen der Viskosität und den Relaxationszeiten verdeutlicht die Tatsache, dass die Viskosität eine für die Relaxation erforderliche Umlagerung hemmt, folglich eine hohe Viskosität auch hohe Relaxationszeiten nach sich ziehen muss. Die Verknüpfung der Verschiebungsfunktion mit der Viskosität macht man sich für einen mathematischen Ansatz zunutze. Die Temperaturabhängigkeit der Viskosität wird durch den Arrhenius-Ansatz [13] beschrieben:

$$\eta(T) = \eta_0 \cdot e^{\frac{\Delta H}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right)} \quad (6.24)$$

mit η_0 : Bezugsviskosität bei T_0

ΔH : Aktivierungsenergie für den Fließprozess

R : Ideale Gaskonstante (8.314 J/mol K)

T, T_0 : Temperatur in Kelvin

Setzt man diese Funktion in (6.23) ein und berücksichtigt weiterhin, dass die Viskosität auch vom Status der Strukturrelaxation, dem Stabilisierungsgrad x ($0 < x < 1$) abhängt, erhält man den Ausdruck

$$\Phi(T, T_f) = e^{\frac{\Delta H}{R} \left(\frac{x}{T} + \frac{1-x}{T_f} - \frac{1}{T_{Ref}} \right)} \quad (6.25)$$

Die Temperaturverschiebung ergibt sich folglich aus der Aktivierungsenergie für den betrachteten Vorgang (z.B. Glasübergang), aus der Differenz zwischen aktueller Temperatur und Referenztemperatur sowie dem Grad an „Unterkühlung“ (oder „Überhitzung“) des Polymers [95].

Mit (6.25) liegt die letzte noch fehlende Gleichung vor, um das viskoelastische Materialverhalten prinzipiell erfassen zu können. Zur Implementierung dieses Verhaltens in das Model erweist sich der Elementtyp *SOLID92* als nicht mehr ausreichend. Daher wurde die Matrixkomponente neu aufgebaut mit Hilfe des Elements *VISCO89* (3-D 20-node viscoelastic solid). Da es eine tetrahedrische Option bietet, vergleichbar derjenigen des Typs *SOLID92*, musste die Geometrie und Vernetzung des Modells nicht verändert werden. Viskoelastische Eigenschaften konnten aber nun berücksichtigt werden.

Für quantitative Aussagen waren im folgenden eine Reihe von Parametern experimentell zu bestimmen.

6.4.2 Matrixkennwerte

6.4.2.1 Thermische Ausdehnung

Das thermische Ausdehnungsverhalten der Matrix ist eine entscheidende Größe bei Betrachtung des Oberflächenprofils von Faserkunststoffverbunden [46]. Für Polycarbonat (PC) erhält man aus der Literatur [72, 74] folgende Richtwerte hinsichtlich des linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{lin} :

- $\alpha_{lin} = 71 \text{ K}^{-1}$ für $T = 20^\circ\text{C}$
- $\alpha_{lin} = 200 \text{ K}^{-1}$ für $T = 140^\circ\text{C}$

Wie bei amorphen Polymeren üblich, findet bei $T_G = 140^\circ\text{C}$ eine sprunghafte Erhöhung der thermischen Ausdehnung statt. Die Ausdehnungskoeffizienten ergeben sich hierbei, auf ein Ausgangsvolumen bei entsprechender Referenztemperatur bezogen, gemäß folgender Gleichung:

$$V(T) = V(T_0) + \alpha(T_0) \cdot (T - T_0) \cdot V(T_0) \quad (6.26)$$

Das Volumen $V(T)$ steigt demnach linear mit der Temperatur T an. Das bedeutet allerdings, dass der aktuelle Wert $\alpha(T)$ im Glaszustand zwischen $20^\circ\text{C} < T < 140^\circ\text{C}$ nicht konstant ist, sondern mit steigender Temperatur abnehmen muss, da sein Be-

zugsvolumen $V(T)$ stets zunimmt. Die differentielle Betrachtung von (6.26) beschreibt das temperaturabhängige Verhalten:

$$\alpha(T) = \frac{\delta V}{V(T) \cdot \delta T} \quad (6.27)$$

Das gleiche gilt auch für den Bereich oberhalb T_G mit der Bezugstemperatur T_G . Damit ist es möglich, das thermische Ausdehnungsverhalten der Matrix über den gesamten relevanten Temperaturbereich zu beschreiben.

Zur Beschreibung des Übergangs vom „Schmelzbereich“ in den „Glaszustand“ muss die Relaxationszeit der Strukturrelaxation nach (6.20) Berücksichtigung finden. Sie ist ein Maß dafür, wie lange die fiktive Temperatur T_f mit der aktuellen Temperatur T übereinstimmt. Da bei der Eingabe der thermischen Ausdehnung in das Modell die beginnende Differenz zwischen T und T_f den Glasübergangsbereich markiert [96], muss die Relaxationszeit λ_f so eingestellt werden, dass während eines Temperaturabfalls T_f bei Erreichen von $T_G = 140^\circ\text{C}$ auf diesem Niveau verharrt.

Bild 6.11 verdeutlicht dies am Quotienten der zeitlichen Änderungen der fiktiven und realen Temperatur bei einem Abkühlvorgang (von rechts nach links). Im Schmelzbereich stimmen beide Temperaturen und damit ihre Änderungen noch überein, beim Glasübergang kann die fiktive Temperatur der realen immer weniger folgen, bis ihre Änderung schließlich gegen Null tendiert. Das bedeutet, dass T_f etwa bei T_G verharrt und die mit T_f gekoppelte Größe α_{th} der Schmelze für Temperaturen $T < T_G$ keine Bedeutung mehr hat.

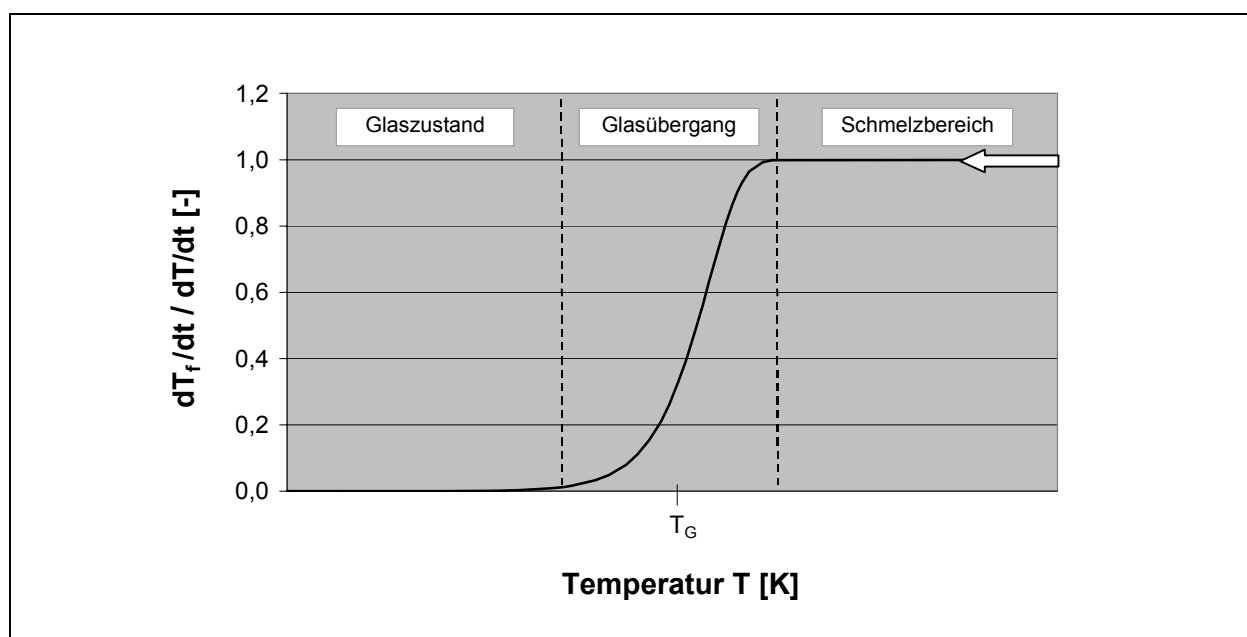


Bild 6.11: Zeitableitung der fiktiven gegenüber der realen Temperatur

6.4.2.2 Elastizität

Wie in Kapitel 6.4.1.2 erläutert, tritt die viskoelastische Natur des Polymers augenscheinlich beim Spannungsabfall nach konstanter Dehnung in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit auf. Dieses Verhalten musste zunächst experimentell bestimmt werden. Als Messmethode wurde die Dynamisch-mechanische Thermoanalyse (DMTA) herangezogen.

Die PC-Proben lagen als Streifen mit einer Dicke von 100 μm und Breite von 10 mm vor und wurden mit einer Einspannlänge von 50 mm gedehnt. Die Dehnung erfolgte spontan und blieb im Zeitverlauf konstant. Die an der Einspannbacken herrschende Zugspannung wurde aufgezeichnet. Die Temperatur blieb während der Messung konstant, und die Ausgangsdehnung wurde unterhalb der Elastizitätsgrenze des Polymers gewählt, um Einflüsse plastischer Verformung auszuschließen.

Zwischen 20°C und 150 °C wurde eine Vielzahl von Messungen durchgeführt. Es zeigte sich, dass man bei Raumtemperatur trotz mehrstündiger Messzeit keine nennenswerte Relaxation feststellt. Im Bereich der Glasübergangstemperatur dagegen erfolgt der größte Anteil des Spannungsabfalls bereits in den ersten Sekunden.

Ein für das Messprinzip und die folgende Modellierung angemessener Spannungsverlauf ergibt sich bei 120°C. Bild 6.12 zeigt die Spannungsrelaxation in Form des abnehmenden Zug-E-Moduls mehrerer Messungen („Exp.“) bei 120°C.

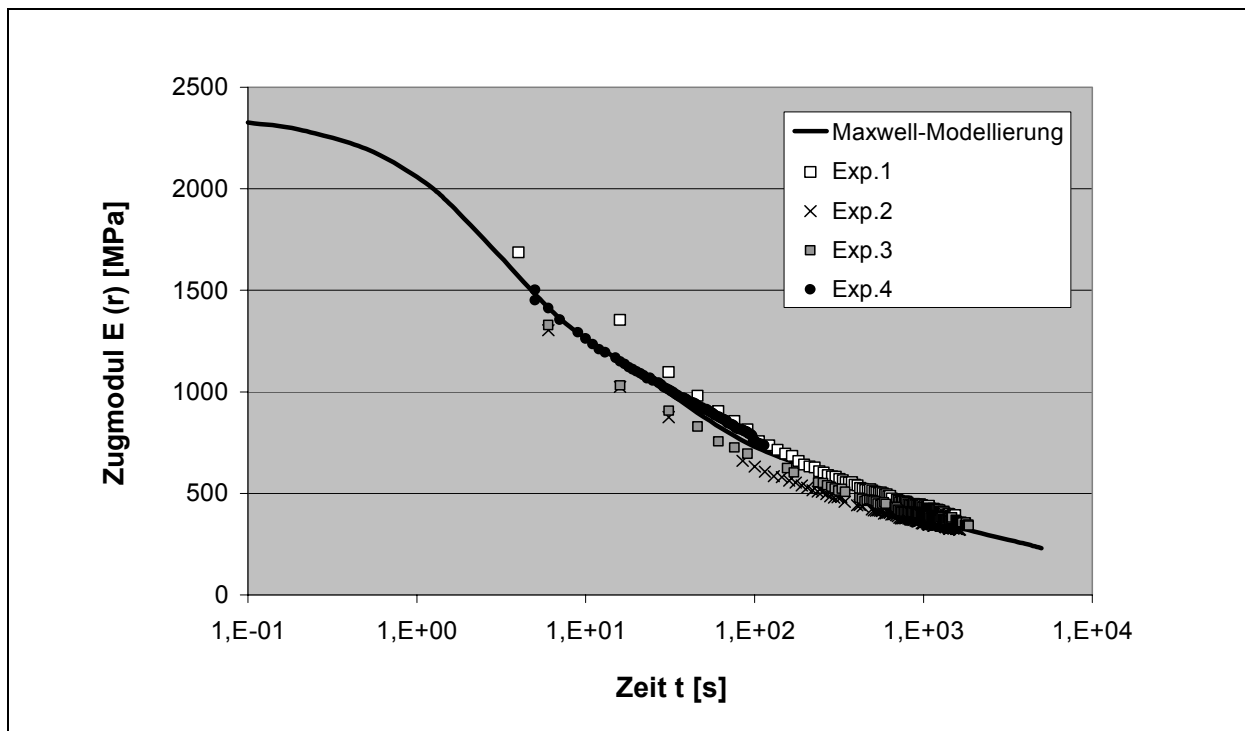


Bild 6.12: Spannungsrelaxation bei $T = 120^\circ\text{C}$

Diese Messungen dienen als Basis zur mathematischen Beschreibung des Relaxationsverhaltens mit Hilfe des Maxwell-Modells. In Anlehnung an (6.8) ergibt sich mit 5 parallelen Maxwell-Elementen eine gute Anpassung an den experimentell ermittelten E-Modul-Verlauf über der Zeit gemäß:

$$E(t) = E(0) \cdot \sum_{k=1}^n \omega_k \cdot e^{-t/\lambda_k} + E_{\infty} \quad (6.28)$$

mit $E(0) = 2344 \text{ N/mm}^2$; $E_{\infty} = 45 \text{ N/mm}^2$

$$W_1 = 0,4; W_2 = 0,2; W_3 = 0,17; W_4 = 0,15; W_5 = 0,08$$

$$\lambda_1 = 2,8 \text{ s}; \lambda_2 = 40 \text{ s}; \lambda_3 = 500 \text{ s}; \lambda_4 = 10000 \text{ s}; \lambda_5 = 20 \text{ s}$$

Nachdem das Relaxationsverhalten der Matrix bei einer Temperatur (120 °C) bestimmt worden ist, muss eine Verschiebungsfunktion definiert werden, welche die Übertragung des Relaxationsverhaltens auf andere Temperaturen ermöglicht, folglich gemäß (6.16) das Verhältnis der Relaxationszeiten bei aktueller Temperatur und Referenztemperatur angibt. Dies kann experimentell durch Messungen bei mehreren, unterschiedlichen Temperaturen erfolgen. Es stehen jedoch auch aus der Literatur bereits mathematische Ansätze zur Verfügung. Für Polycarbonat eignet sich die Verschiebungsfunktion nach Williams, Landel und Ferry (WLF) [89] mit der allgemeinen Form

$$\log a = \log \left(\frac{\lambda(T)}{\lambda(T_s)} \right) = - \frac{c_1(T - T_s)}{c_2 + T - T_s} \quad (6.29)$$

wobei $a(T, T_s)$: Verschiebungsfaktor

T_s : Bezugstemperatur

c_1, c_2 : Konstanten

Für Polycarbonat gilt im speziellen:

- $T_s = 146^\circ\text{C}$,
- $c_1 = 12,7$,
- $c_2 = 44,5 \text{ K}$.

Bei höheren Temperaturen als T_s wird die Funktion negativ, da die Relaxationszeit $\lambda(T)$ abnimmt, bei niedrigerer Temperatur wird die Funktion positiv infolge der nun gegenüber $\lambda(T_s)$ zunehmenden Relaxationszeit. Es ist zu beachten, dass diese Gleichung ausschließlich die Dispersionsstufe des Glasübergangs beschreibt und nur in unmittelbarer Umgebung der Glasübergangstemperatur gilt. Die begrenzte Gültigkeit

des Ansatzes wird durch die Unstetigkeit bei ca. 100°C deutlich, wo die Funktion einen Vorzeichenwechsel erfährt, der physikalisch nicht sinnvoll ist.

Um einen größeren Temperaturbereich abdecken zu können, macht man sich den Arrhenius-Ansatz zunutze. Dieser ist auch für die Eingabe in das FEM-Programm vorgesehen. Liegt das Polymer im thermischen Gleichgewicht vor, gilt für die Verschiebungsfunktion in Anlehnung an (6.25):

$$\log a = \frac{\Delta H}{R} \cdot \left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{Ref}}} \right] \quad (6.30)$$

Die Aktivierungsenergie ΔH für die Dispersionsstufe ist nicht bekannt. Für dieselbe Bezugstemperatur ($T_s = T_{\text{Ref}}$) und eine Temperatur T in der Nähe des Glasübergangs muss die Verschiebungsfunktion nach WLF der nach Arrhenius entsprechen, so dass man die Ausdrücke gleichsetzen kann:

$$\frac{\Delta H}{R} \cdot \left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{Ref}}} \right] = - \frac{c_1(T - T_s)}{c_2 + T - T_s} \quad (6.31)$$

(6.31) kann man nach ΔH auflösen und erhält $\Delta H = 969 \text{ kJ/mol}$. Damit sind alle Koeffizienten des Arrhenius-Ansatzes bestimmt. Die Verschiebungsfunktion nach Arrhenius nimmt für PC somit folgenden Verlauf an:

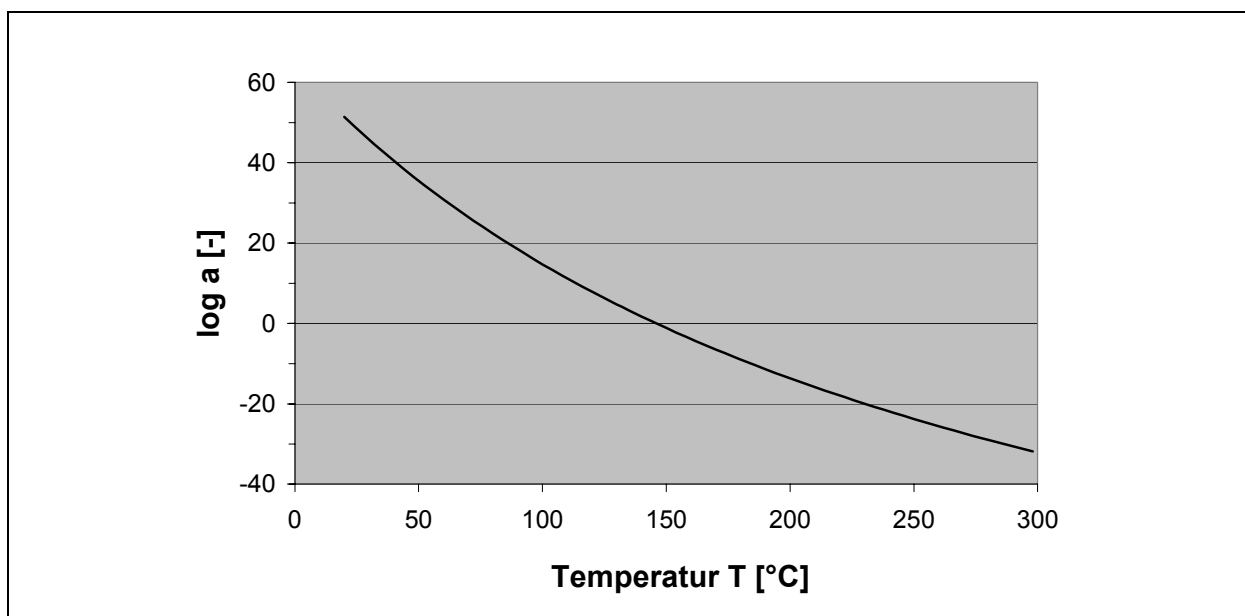


Bild 6.13: Arrhenius-Verschiebungsansatz für PC

Mit den thermischen Eigenschaften ($\alpha(T)$), den zeitabhängigen mechanischen Eigenschaften bei konstanter Temperatur ($\lambda(T_{\text{Ref}})$) und der Temperaturabhängigkeit der

viskoelastischen Eigenschaften (log a) stehen alle für die Simulation erforderlichen Daten des Matrixwerkstoffs PC zur Verfügung.

6.4.3 Faserbündelkennwerte

6.4.3.1 Grundelastizitätsgrößen

Die Faserbündel einer Gewebeverstärkung, wie sie in der betrachteten Versuchsreihe zum Einsatz gekommen sind, stellen ein überaus inhomogenes und anisotropes Gebilde dar. Zum einen sind die Filamente (GF oder CF) selbst anisotrop, zum anderen sind diese nach vollständiger Imprägnierung von Matrixmaterial umgeben und damit adhäsiv verbunden. Schliffbilder [13] zeigen, dass bei Organoblechen mit Körper-2/2-Verstärkung und einem globalen Faservolumengehalt von 50 % der Faservolumengehalt in den Faserbündeln ca. 75 % beträgt (vgl. Bild 6.14).

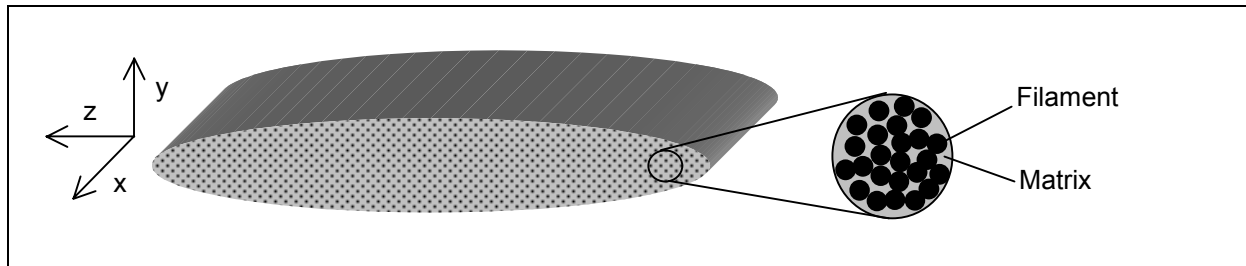


Bild 6.14: Schnitt durch ein Faserbündel

Demzufolge sind bei der Modellierung der mechanischen Eigenschaften der Faserbündel sowohl das Eigenschaftsprofil der Filamente als auch das Verhalten der Matrix zu berücksichtigen.

Für die mathematische Beschreibung wurde die Krümmung der Faserbündel beim Durchgang durch die Einheitszelle als vernachlässigbar gegenüber der Längsrichtung angesehen. Es konnten daher folgende Grundelastizitätsgrößen für ein Laminat mit Faserverlauf in X-Richtung [88] angewandt werden:

$$E_x = \varphi \cdot E_{xF} + (1 - \varphi) \cdot E_M \quad (6.32)$$

$$E_y = \frac{E_M}{1 - \nu_M^2} \cdot \frac{1 + 0,85\varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \left(\frac{E_M}{(1 - \nu_M^2)} \cdot E_{yF} \right)} \quad (6.33)$$

$$\nu_{yx} = \varphi \cdot \nu_{yxF} + (1 - \varphi) \cdot \nu_M \quad (6.34)$$

$$\nu_{xy} = \nu_{yx} \frac{E_y}{E_x} \quad (6.35)$$

$$G_{xy} = G_M \frac{1 + 0,6\varphi^{0,5}}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \frac{G_M}{G_{xyF}}} \quad (6.36)$$

6.4.3.2 Temperaturabhängigkeit der mechanischen Kennwerte

Die mechanischen Eigenschaften der Glas- oder Kohlenstofffaser sind über den betrachteten Temperaturbereich (20 - 300 °C) quasi konstant und können der Literatur entnommen werden (vgl. Tabelle 6.1). Das elastische Verhalten der Matrixkomponente dagegen hängt, wie in Kapitel 6.4.2 erläutert, stark von der Temperatur ab. Für das amorphe PC ist insbesondere im Bereich der Glasübergangstemperatur eine deutliche Änderung der Elastizität festzustellen. Um diesen Effekt in der Simulation erfassen zu können, wurden bei einigen Temperaturen Stützwerte ermittelt, um daraus das Eigenschaftsprofil über der Temperatur nachzustellen.

Dieser in Bild 6.15 dargestellte temperaturabhängige Verlauf beeinflusst entsprechend (6.32) – (6.36) die elastischen Eigenschaften des Faserbündels, vor allem in radialer Richtung. Die Temperaturabhängigkeit der Matrix konnte somit in die Faserbündel übertragen werden, ihr zeitabhängiges Verhalten jedoch nicht. Das FE-Programm bot keine Elementtype, die gleichzeitig anisotropes, temperatur- und zeitabhängiges mechanisches Verhalten erlaubt. Etwaige viskoelastische Effekte im Faserbündel blieben somit unberücksichtigt.

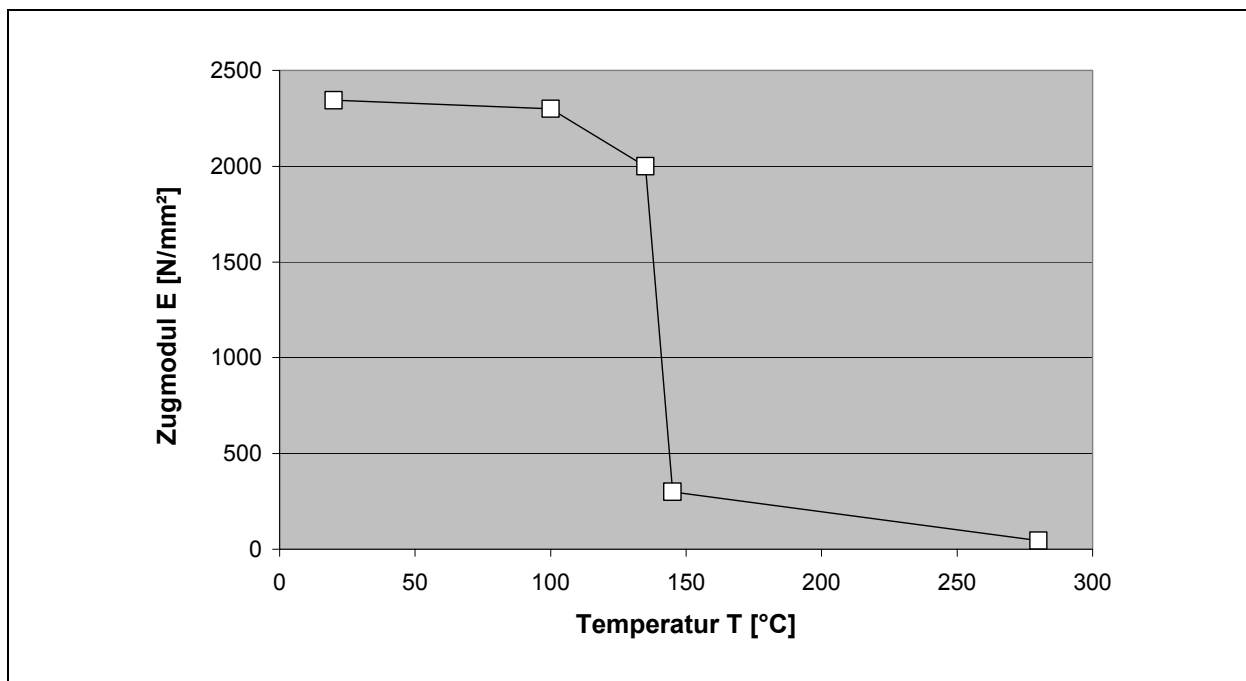


Bild 6.15: Verlauf des Zug-E-Moduls von PC über der Temperatur anhand einiger Stützwerte

6.4.4 Einfluss des Prozessdrucks

Um zunächst den Einfluss des Konsolidierungsdruckes auf die Texturbildung zu untersuchen, wurden zwei Simulationsszenarien betrachtet, bei denen der Druck im für die Herstellung üblichen Rahmen variiert wurde ($15 < p < 25$ bar), die weiteren Parameter blieben dagegen konstant. Als Grundlage diente eine schnelle Abkühlung der Einheitszelle wie im Doppelbandpressenbetrieb von 280 °C auf 25 °C. Das Modell ist auf Ausschnitt c) (vgl. Bild 6.2) verkleinert worden, um den erhöhten Rechenaufwand etwas zu kompensieren. Die seitlichen Ränder der Einheitszelle können sich nur vertikal bewegen, der Boden ist in der XZ-Ebene verankert.

In Bild 6.16 sind die resultierenden Profile für $p = 15$ bar und $p = 25$ bar dargestellt. Die Auslenkungen in Y-Richtung sind zur besseren räumlichen Erfassung überhöht gezeichnet.

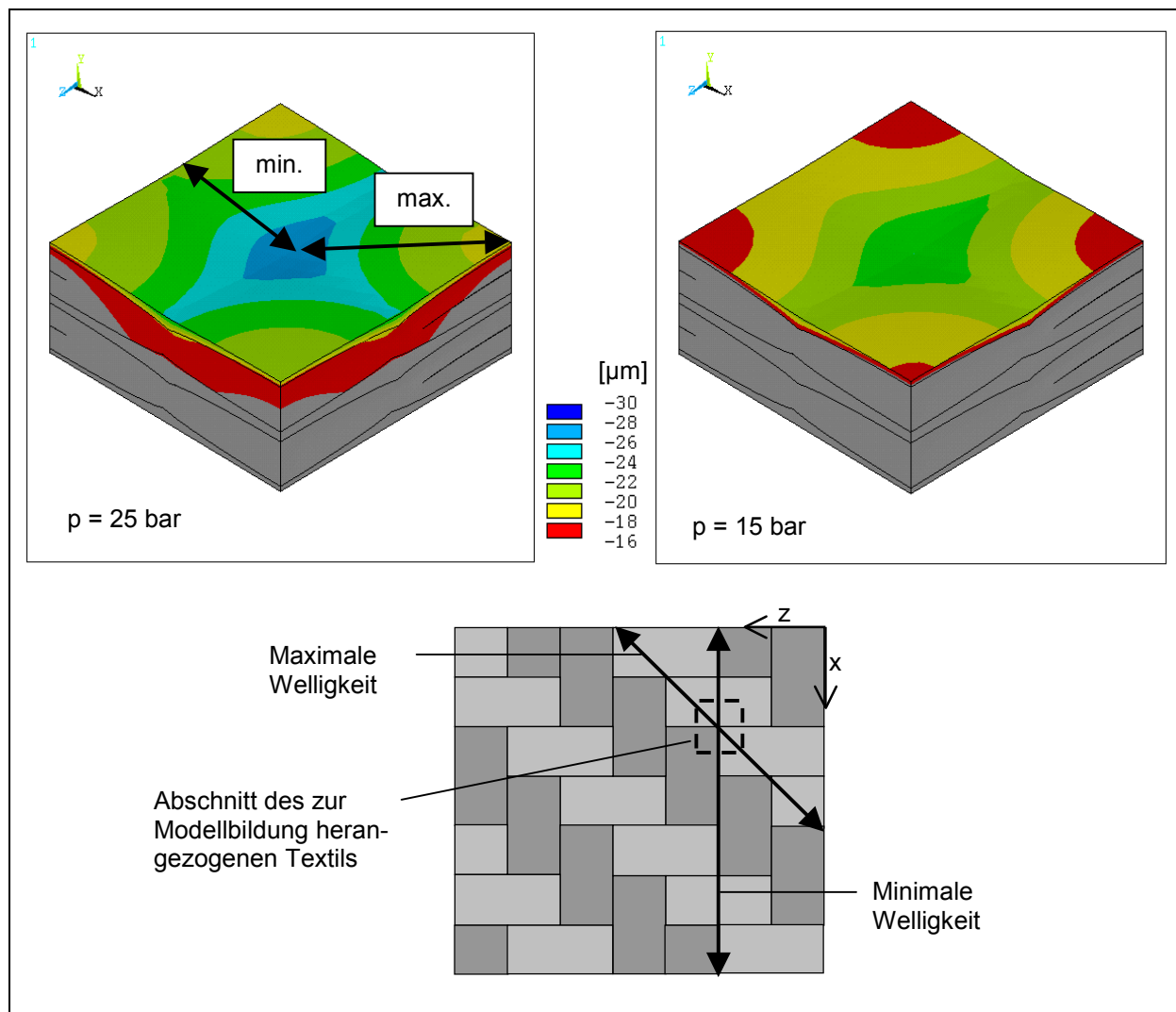


Bild 6.16: Profil in Abhängigkeit des Drucks mit Kennzeichnung der maximalen und minimalen Profildifferenz (oben) und Schema der zugrunde liegenden Gewebelage (unten)

Für das simulierte Profil kann man neben der absoluten Profilauslenkung (Farbskala) auch eine minimale und maximale Profildifferenz analysieren. Minimal wird sie entlang des Faserverlaufs in Richtung der X- oder Z-Koordinate zwischen den Überlappungspunkten. Sie stellt somit die kleinste Profiltiefe dar. Die maximale Profildifferenz ergibt sich entlang der Diagonalen der Einheitszelle. Zur Verdeutlichung ist ein größerer Ausschnitt der dem Modell zugrunde liegenden Gewebelage mit den beiden Welligkeitsrichtungen dargestellt.

In den Simulationsrechnungen fallen die Absolutwerte der Auslenkung bei geringerem Druck um ca. 3 μm kleiner aus als bei höherem Druck. Der erhöhte Druck bewirkt eine minimale Verstärkung der Textur, in erster Linie aber eine stärkere Kompression des Materials über der gesamten Fläche. Dies ist naheliegend, da auch der applizierte Druck stets senkrecht zur Flächennormalen wirkt.

Setzt man anschließend den Druck von $p = 25$ bar auf $p = 15$ bar oder auf den Atmosphärendruck $p = 1$ bar herab, hebt sich das Profil allerdings nur noch um einige Zehntel Mikrometer wieder an. Die stärkere Kompression des Materials infolge des hohen Druckes findet demnach vornehmlich in der viskosen Phase oberhalb T_G statt und lässt sich im Glaszustand durch Aufheben des Druckes nicht wieder rückgängig machen. Dies veranschaulicht auch Bild 6.17, in welchem der Verlauf der Profiltiefe über der Temperatur während der Abkühlung dargestellt ist.

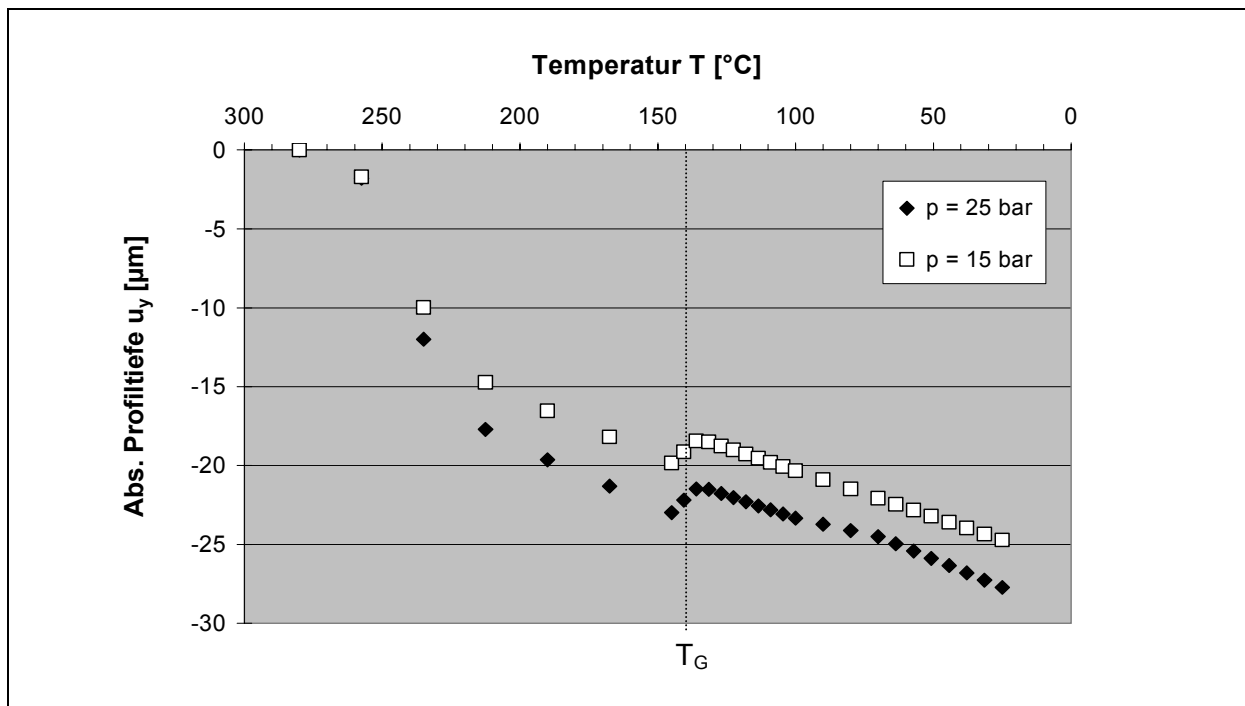


Bild 6.17: Absolute Profiltiefe über der Abkühltemperatur bei GF-PC

Zunächst erkennt man die Ähnlichkeit der Verläufe beider Simulationsergebnisse, wobei der höhere Prozessdruck vornehmlich oberhalb T_G ein tieferes Profil hervorruft. Dabei weist der Verlauf eine eigentümliche Charakteristik auf, die in dieser Form nicht zu erwarten war. Das spezifische Volumen eines amorphen Polymeren nimmt prinzipiell mit steigender Temperatur stetig zu, wobei im Bereich der Glasübergangstemperatur der Verlauf eine Zunahme des Anstiegswinkels erfährt [72]. Die Absenkung der Oberfläche weist in der Simulation (vgl. Bild 6.17) jedoch eine andere Charakteristik auf: Nach anfänglich starkem Anwachsen der Profiltiefe schwächt sich diese bei Annäherung an T_G allmählich ab. In unmittelbarer Umgebung von T_G tritt dann eine kurzzeitige Erhöhung des Profils auf, bevor die Textur wieder langsam bis Raumtemperatur an Tiefe zunimmt.

Plausibel wird dieses Phänomen durch folgende Betrachtung: In der Nähe der Glasübergangstemperatur ändern sich die mechanischen Eigenschaften des Polymeren um Größenordnungen. Die Steifigkeit der Matrix und Faserbündel werden deutlich größer, während die thermische Schwindung in dem kleinen Temperaturfenster fast vernachlässigbar ist. Da sowohl die Matrix- als auch die Faserkomponente an den Rändern fest eingespannt sind, ergeben sich starke Änderungen des Spannungszustands. Durch den sprunghaft ansteigenden E-Modul wächst z.B. die Spannung in der XZ-Ebene stark an. Da das Material in dem Temperaturbereich noch über relativ kleine Relaxationszeiten verfügt, ist es für eine gewisse Zeitspanne in der Lage, diese Spannung durch Verminderung der horizontalen Dehnung abzubauen. Die Reduktion dieser Dehnung bedeutet eine Anhebung der Schicht und damit der Oberfläche, da sie auf Kosten vertikaler Dehnungen erzielt werden muss.

Gestützt werden diese Annahmen durch die an den Rändern auftretenden Spannungen während des Prozesses (vgl. Bild 6.18). Beim Übergang von 145 °C auf 140,5 °C erhöhen sich die Spannungen in den Faserbündeln deutlich, insbesondere in den radial beanspruchten Fadenabschnitten. Im oberflächennahen Abschnitt quer verlaufender Rovings entstehen, vermutlich infolge Wechselwirkung mit der Matrix, dagegen minimale Druckspannungen. Beim Übergang zu 136 °C bauen sich die Spannungen ein wenig ab, was die erwarteten Relaxationseffekte widerspiegelt. Anschließend aber nehmen sie bei weiterer Abkühlung (100 °C) wieder zu.

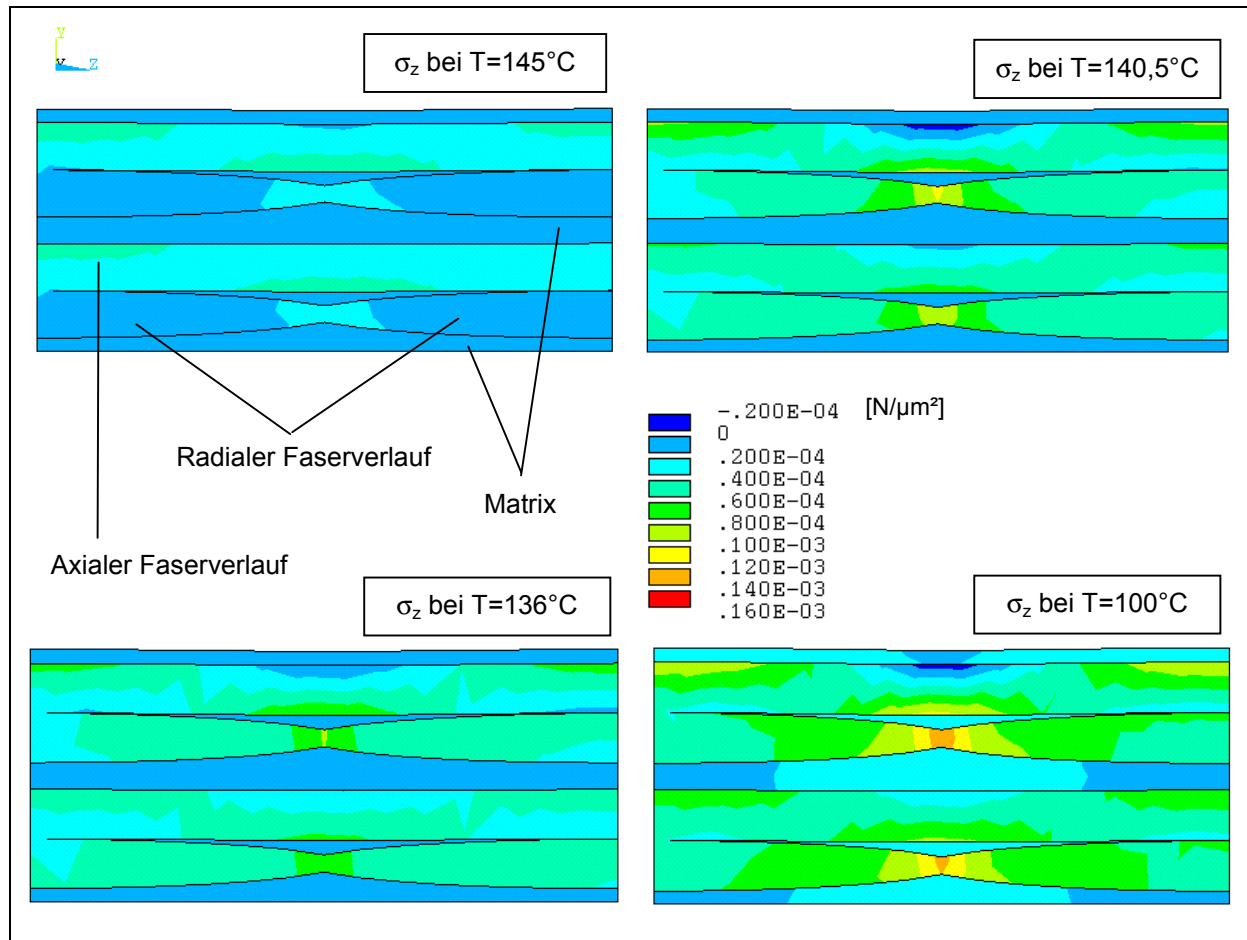


Bild 6.18: Spannungen in Richtung der Z-Koordinate bei fallender Temperatur

Die absoluten Profilauslenkungen u_y sind für einen Vergleich mit der realen Proben-topographie nur bedingt aussagefähig. Messergebnisse (profilometrische Aufnahmen) spiegeln vielmehr eine Profildifferenz zwischen höchsten und tiefsten Stellen des abschließend resultierenden Oberflächenprofils, die Profiltiefe s wider. Bild 6.19 stellt den durchschnittlichen Minimal- und Maximalwert der Profildifferenz – gemäß der Definition in Bild 6.17 - eines in der Doppelbandpresse hergestellten Substrates den simulierten Werten gegenüber. Die Bezeichnung der Substrate führt nach der Unterscheidung hinsichtlich Simulation (Simu) oder experimenteller Messung zuerst den Prozessdruck (in bar) und dann den Temperaturverlauf (in $^\circ\text{C}$) auf. Die Verfahrensbedingungen (Druck- und Temperaturverlauf) der gemessenen Probe entsprachen weitestgehend den in die Simulation eingegangenen Prozessbedingungen.

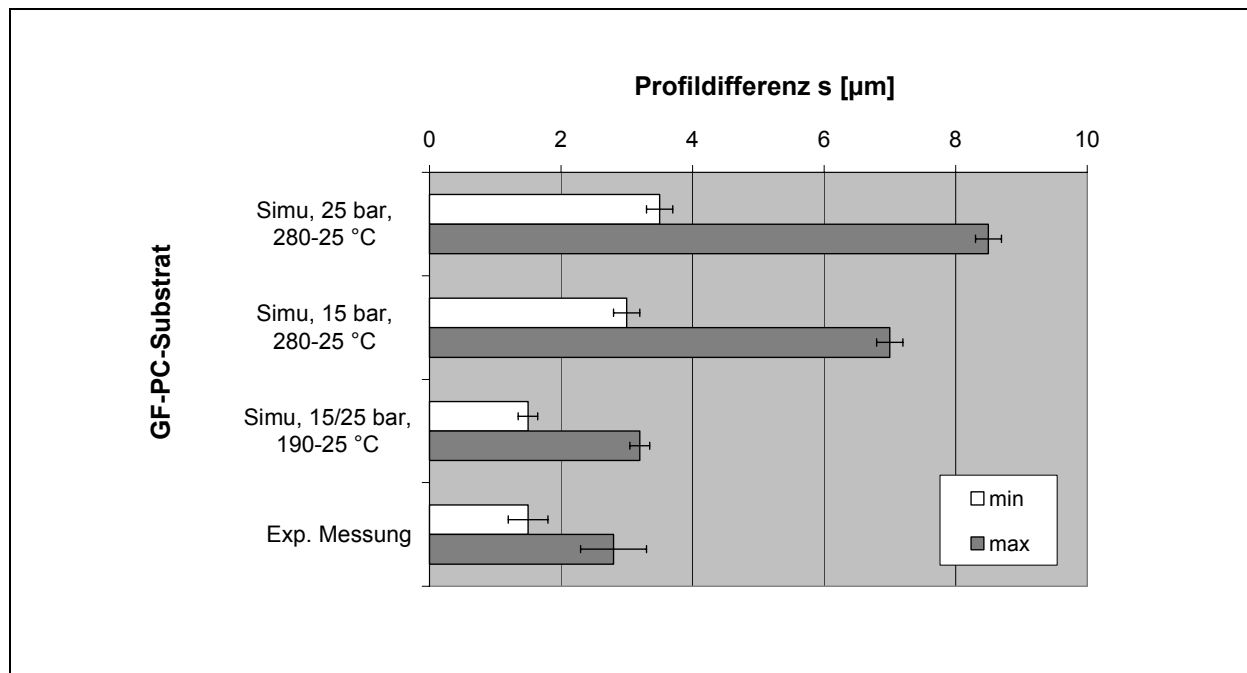


Bild 6.19: Vergleich der Profildifferenzen für GF-PC bei hoher Abkühlrate

Die ersten Werte (*Simu, 25 bar, 280-25 °C* und *Simu, 15 bar, 280-25 °C*) zeigen den bereits diskutierten Einfluss des Prozessdruckes auf, d.h. die leichte Erhöhung der Profildifferenzen durch höheren Druck. In beiden Simulationsläufen fallen die Werte insgesamt deutlich zu hoch aus. Zwar sind die Materialeigenschaften ziemlich genau erfasst, doch verursacht die Übernahme der hohen Starttemperatur von 280 °C (in Anlehnung an die Verarbeitungstemperatur) zu tiefe Einfallstellen. Setzt man die Starttemperatur in die Nähe der früher diskutierten Fließgrenze (*Simu, 15/25 bar, 190-25 °C*), erreicht man Werte, die den gemessenen Daten sehr nahe kommen. Außerdem wird ersichtlich, dass der Druck nun auf die Profildifferenz keinen signifikanten Einfluss mehr ausübt, da sich die unterschiedliche Kompression nur oberhalb der berücksichtigten Temperaturen einstellt.

Man kann folglich davon ausgehen, dass das Materialverhalten gut simuliert werden kann, sobald die Matrix aufgrund der fallenden Temperatur ihre Fließfähigkeit unter gegebenem Druck verloren hat. Oberhalb dieser Temperatur (ca. 180 - 200 °C) sorgen Fließvorgänge offenbar für einen Ausgleich der aufgrund thermischer Schwindung entstehenden Profile, die durch den Druck der ebenen Werkzeugplatte hervorgerufen werden: Bilden sich Welligkeiten an der Substratoberfläche, wirkt der Plattendruck, da sich die Wellentäler von der Werkzeugoberfläche ablösen, verstärkt auf die Wellenkuppen und ebnet die Oberfläche wieder ein. Voraussetzung dafür ist, dass die Viskosität der Matrix und der Zeiträume noch Fließvorgänge zulassen.

Diese Art des Fließens könnte zwar durch die implementierte Materialgesetzmäßigkeit simuliert werden, doch sah das Modell einen flächigen, hydrostatischen Druck vor. Die Druckspitzen, die sich infolge des Plattendruckes beim Ablösen von Teilen der Substratoberfläche von der Platte an den Wellenkuppen ergeben, konnten somit nicht nachgestellt werden. Dadurch fehlte das Potenzial für einen ausgleichenden Fließvorgang an der Oberfläche, so dass die Simulation bei Starttemperaturen oberhalb der Matrixfließgrenze zu hohe Profiltiefen hervorbringt.

6.4.5 Einfluss der Abkühlrate

Während im vorangegangenen Kapitel der Einfluss des Prozessdruckes losgelöst von der Art der Prozessführung diskutiert worden ist, soll nun betrachtet werden, wie sich die unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeit in der Simulation auf das Ergebnis niederschlägt. Zu diesem Zweck wurde der Autoklavenzyklus (-10 K/min) dem Doppelbandpressenprozess (> -100 K/min) gegenübergestellt:

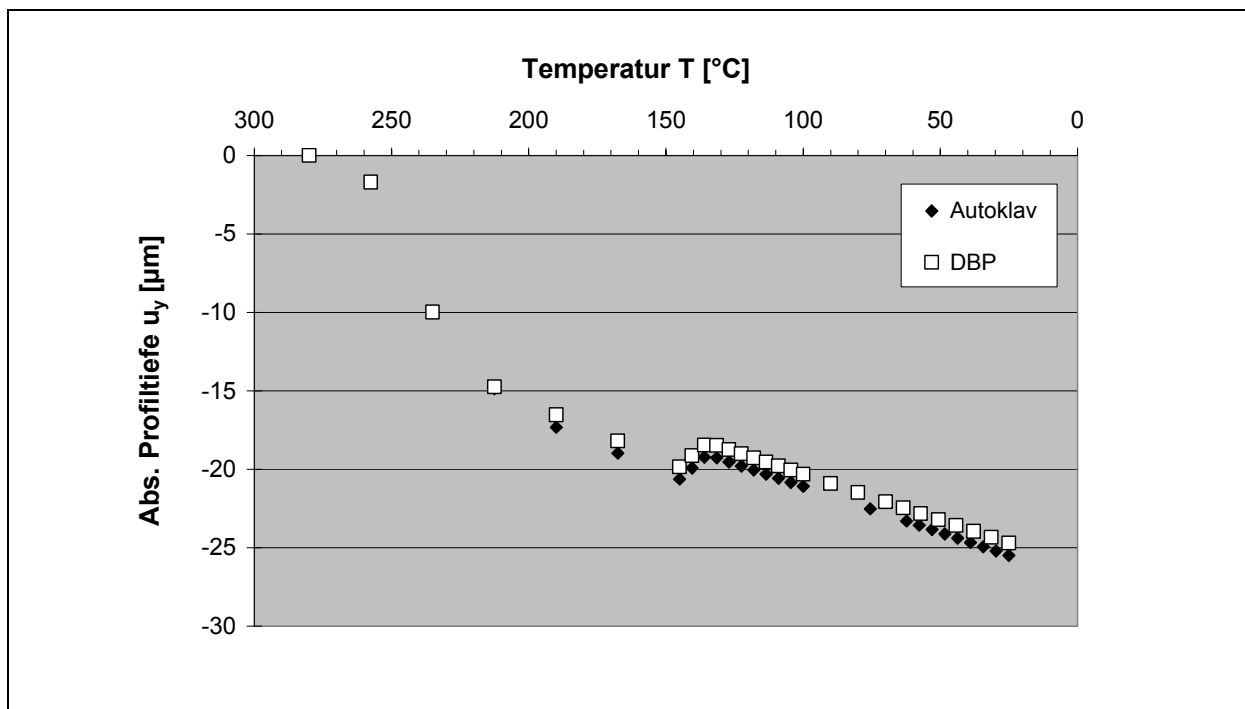


Bild 6.20: Profiltiefe für GF-PC bei simuliertem Autoklaven- und Doppelbandpressenverfahren

Im Hinblick auf das maximale Absinken der Oberfläche zeigt Bild 6.20 für beide Fälle kaum Unterschiede. Die absolute Profiltiefe wird durch die höhere Abkühlgeschwindigkeit geringfügig vermindert. Betrachtet man die Profildifferenzen (vgl. Bild 6.21), die für den Welligkeitseindruck entscheidend sind, treten deutlichere Abweichungen zutage:

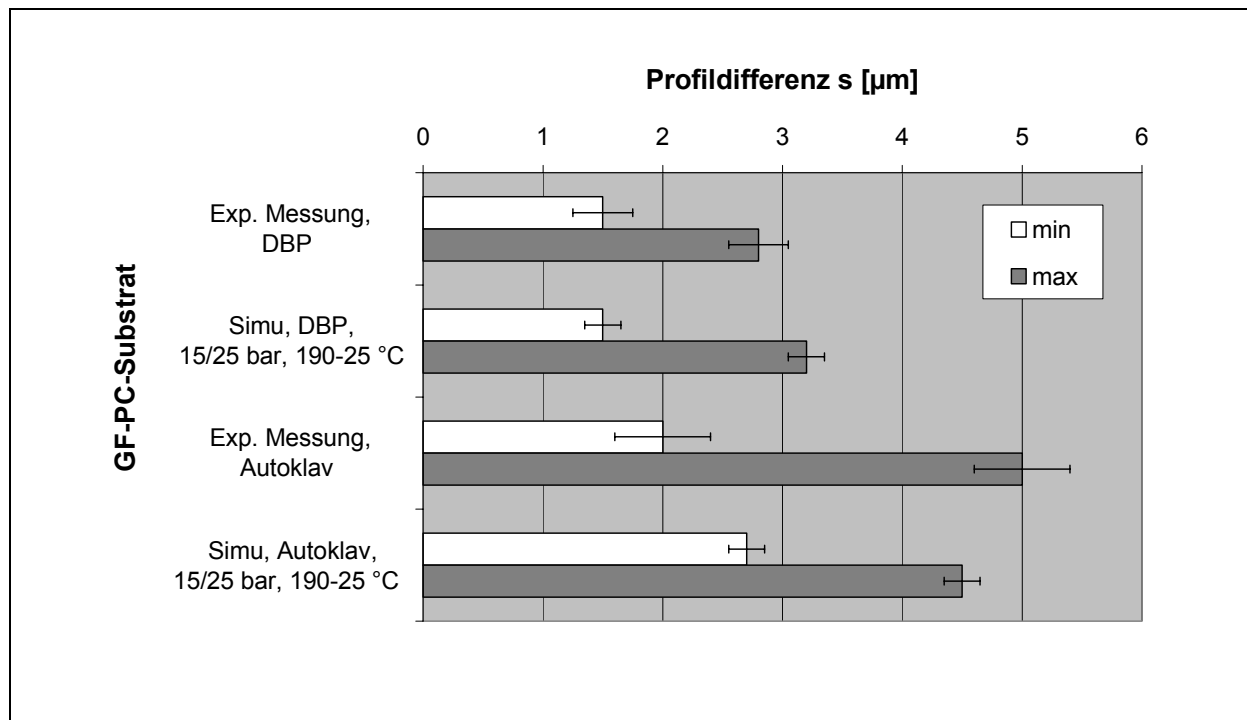


Bild 6.21: Vergleich der Profildifferenzen für GF-PC in Abhängigkeit von der Prozessgeschwindigkeit

Unter Berücksichtigung der „no-flow-temperature“ (180°C - 200°C) erzeugt der DBP-Zyklus um ein Drittel geringere Welligkeitswerte als der Autoklavenzyklus. Beide Simulationsergebnisse (*Simu, DBP, 15/25 bar, 190-25°C* und *Simu, Autoklav, 15/25 bar, 190-25°C*) stimmen dabei gut mit den Profilometeraufnahmen überein, die zur Messung der Profiltiefen an realen Proben durchgeführt worden waren.

Die schnelle Abkühlung bewirkt demnach sowohl experimentell als auch in der Simulation eine geringere Welligkeit. Offenbar hat die Matrix in diesem Fall nicht genügend Zeit, um gemäß der thermischen Schwindung und den daher induzierten Spannungen soweit zu kontrahieren, wie es während des Autoklavenzyklus möglich ist. Das heißt aber auch, dass die Matrix bei hoher Abkühlrate nicht ihren thermodynamisch stabilen und spannungsärmsten Zustand erreicht. Eine erneute Anhebung der Temperatur, die den Makromolekülen ausreichende Bewegungsmöglichkeit zurückgibt, sollte folglich eine Änderung des Oberflächenprofils wieder hin zu einer höheren Welligkeit erzeugen.

6.4.6 Randbedingungen des Modells

Das Ergebnis einer FEM-Simulation hängt immer auch von den gegebenen Randbedingungen ab. Wenn wie bei dem vorliegenden Problem die Eigenschaft eines großflächigen Gebildes (Organoblech) durch einen kleinen Ausschnitt repräsentiert wer-

den soll, sind Symmetriebedingungen an den Rändern der Einheitszelle vorteilhaft. Symmetrie hat zur Folge, dass jedem am Rand befindlichen Element ein auf der gegenüberliegenden Seite lokalisiertes Element zugeordnet werden kann. Jede Verschiebung des einen Elements führt zu derselben Verschiebung des gekoppelten Elements, wodurch ein Zustand beschrieben wird, bei dem die Einheitszellen eine unendlich große Fläche bilden.

Aufgrund der Komplexität der Simulationsrechnung (\rightarrow Rechenzeit) konnte die Einheitszelle nicht so groß dimensioniert werden, dass vertikale Symmetriebedingungen möglich sind. Daher wurden zwei Grenzfälle analysiert, Randbedingung a), die keine Verschiebung der Randelemente senkrecht zu ihrer Flächenebene erlaubt, und Fall b), der aufgrund von zwei freien Seitenflächen horizontale Schwindungsanteile nicht einschränkt (vgl. Bild 6.22). Die Bodenfläche war aufgrund der horizontalen Symmetrie – der zweilagige Verbund sollte einen vierlagigen repräsentieren – in beiden Fällen in der XZ-Ebene fixiert.

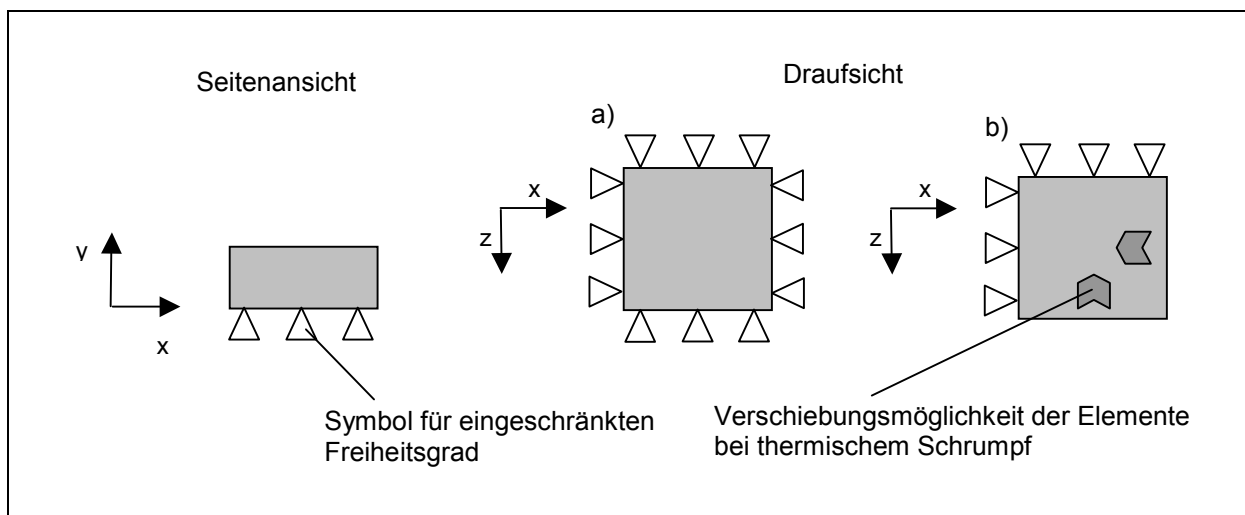


Bild 6.22: Schema der Randbedingungen RB a) und RB b)

Es zeigt sich, dass die Profiltiefe im Fall der Randbedingung b) kleiner ausfällt als bei RB a). Sowohl der Absolutwert der maximalen Auslenkung als auch die minimalen und maximalen Welligkeitsanteile nehmen etwas geringere Werte an. Die Unterschiede betragen stets ca. $1 \mu\text{m}$.

Aufgrund der beiden freien Seitenflächen unter RB b) steht beim Abkühlprozess der Verschiebung des Materials zur Mitte der Einheitszelle nichts im Wege. Dadurch kann im Gegensatz zu Randbedingung a) die zwangsläufig auftretende Volumenschwindung der Matrix, mit der ein Absinken der Substratoberfläche einhergeht, durch ein „Nachfließen“ von Matrixmaterial von den Seiten kompensiert werden. Dies verringert die Texturbildung an der Oberfläche. Randbedingung a) stellt in dieser

Hinsicht demnach eher den schlechtesten Fall dar, weil Matrix und Faser an allen Seiten festgehalten werden. Diese Randbedingung dient als Grundlage der Simulationsergebnisse aus Kapitel 6.

6.5 Verallgemeinerte Analyse der Werkstoffparameter

Nachdem in den vorangegangenen Kapiteln eine Simulation der physikalischen Zusammenhänge mit konkretem Bezug zu eingesetzten Werkstoffen und gegebenen Prozessbedingungen vorgenommen wurde, soll nun aufgezeigt werden, wie sich bestimmte Einflussparameter allgemein auf das Oberflächenprofil auswirken. Da die Darstellung aller möglichen Prozessbedingungen zu aufwändig gewesen wäre, wurden Rechnungen durchgeführt, die stets von einer gegen unendlich gehenden Abkühlgeschwindigkeit ($dT/dt \rightarrow -\infty$) ausgingen.

6.5.1 Einfluss der thermischen Matriceigenschaften

Zunächst wurden die Größen variiert, die sich vorab bei gleichbleibender Verstärkungsgeometrie als texturbestimmend herausgestellt hatten. Es sind dies die Temperaturdifferenz dT zwischen Matrixerstarrung und Raumtemperatur sowie die durchschnittliche thermische Ausdehnung bzw. Schwindung der Matrix während der Konsolidierung. Der Fasertyp (Glas), die Köper-2/2-Bindung und der Faservolumengehalt von 48 % wurden beibehalten. Trägt man nun in einem Diagramm die Volumenschwindung pro Kelvin gegen den Temperatursprung auf und verbindet die Punkte jeweils gleicher resultierender Profiltiefe, entsteht ein Nomogramm wie in Bild 6.23 dargestellt.

Am oberen Rand der Grafik sind die Werte für die maximale Profiltiefe s eingetragen, die Kurvenschar beschreibt den Verlauf gleicher Profiltiefe (Isoprofile) über den gesamten betrachteten Parameterbereich. Es ist einsichtig, dass bei steigender Temperaturdifferenz die spezifische Volumenabnahme abnehmen muss, damit dieselbe Profiltiefe erhalten bleibt. Dieses Nomogramm erlaubt nun, bei vergleichbarer Textilgeometrie und ähnlichem FVG für jedes beliebige Matrixsystem das Oberflächenprofil des Organobleches abzuschätzen. Erforderlich ist lediglich die Kenntnis der spezifischen Volumenabnahme der Matrix (infolge thermischer Schwindung und etwaiger Kristallisation) sowie der Differenz zwischen Erstarrungs- und Einsatztemperatur.

Beispielhaft sind die Positionen einiger thermoplastischer Matrices skizziert. Infolge der Kristallinität erfährt PA 6.6 eine hohe spezifische Volumenschwindung von ca.

7 % pro 100 K. Die Erstarrungstemperatur hängt vom Zeitpunkt einsetzender Kristallisation und damit von der Abkühlrate ab. Im Falle einer langsamen Abkühlung und der Gegenwart von Kristallisationskeimen beginnt die Rekristallisation schon geringfügig unter Kristallitschmelztemperatur (260 °C). Sie kann durch eine erhöhte Abkühlrate herabgesetzt werden bis auf etwa 220 °C, so dass der Temperaturabfall bis zur Raumtemperatur 240 bis 200 K beträgt. Folglich kann die Position von PA 6.6 im Nomogramm definiert werden und damit eine Profiltiefe von ca. 9 µm abgelesen werden. Die amorphen Polymere ABS und PC zeigen deutlich weniger Schwindung. Offenbar wird die höhere Erstarrungstemperatur von PC kompensiert durch seine etwas geringere spezifische Volumenschwindung gegenüber ABS, so dass für beide ähnliche Profiltiefen entstehen. Das Polypropylen (PP) beginnt bei vergleichsweise niedriger Temperatur zu kristallisieren (120-130 °C) [72]. Infolge des sich ergebenden hohen Kristallinitätsgrades und hoher thermischer Ausdehnung durchläuft eine PP-Schmelze aber beim Abkühlen eine starke Volumenreduktion und liefert ein ähnliches Profil wie PA 6.6.

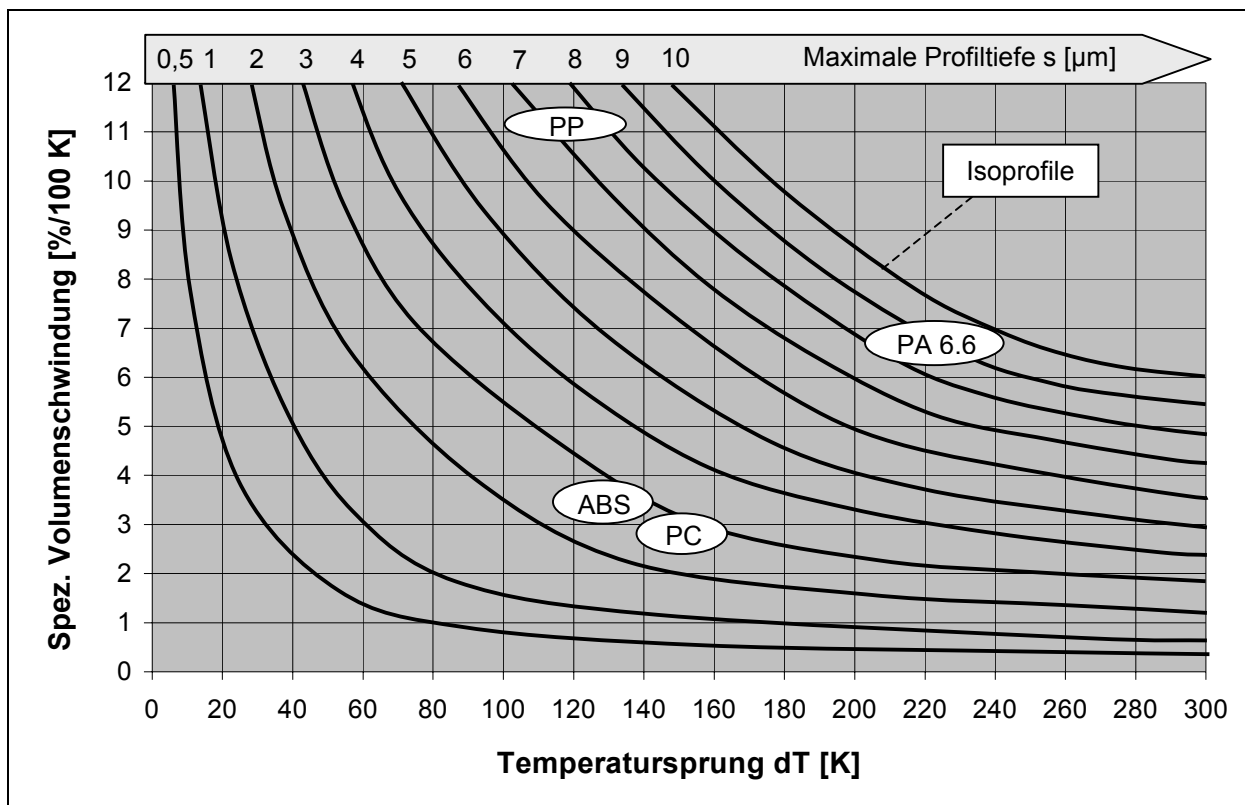


Bild 6.23: Nomogramm der maximalen Profiltiefe s in Abhängigkeit von spezifischer Matrixvolumenschwindung und effektiver Temperaturdifferenz (Gewebe: Körper 2/2, FVG: 48 %)

Nach Kapitel 4 gilt, dass als Voraussetzung von „Class A“-Fähigkeit als Richtwert Profiltiefen von weniger als 1 µm anzustreben sind. Die gekennzeichnete Lage eini-

ger Matrixarten (ohne Lackierung) zeigt, dass dies bei gegebener Textilverstärkung mit üblichen Thermoplasten ohne Zusatzmaßnahmen nicht möglich ist.

Das Nomogramm kann prinzipiell nicht nur für Thermoplaste, sondern auch für duromere Matrices verwandt werden, wenn man den Erstarrungspunkt dem Gelpunkt gleichsetzt und den Reaktionsschumpf der Volumenschwindung zurechnet. Besonderheiten der Prozessführung (Nachdrücken des Harzes, Nachhärtung) bleiben hierbei allerdings unberücksichtigt.

6.5.2 Auswirkung der Matrixsteifigkeit

Zusätzlich zu der in Bild 6.23 dargestellten Parameteranalyse wurde der Einfluss der mechanischen Eigenschaften der Matrix bei ansonst gleichen Bedingungen (Volumenschwindung, Temperatursprung etc.) untersucht. Für ein Halbzeug mit den thermischen Eigenschaften von GF-PC erfolgte somit eine Variation des Matrix-E-Moduls.

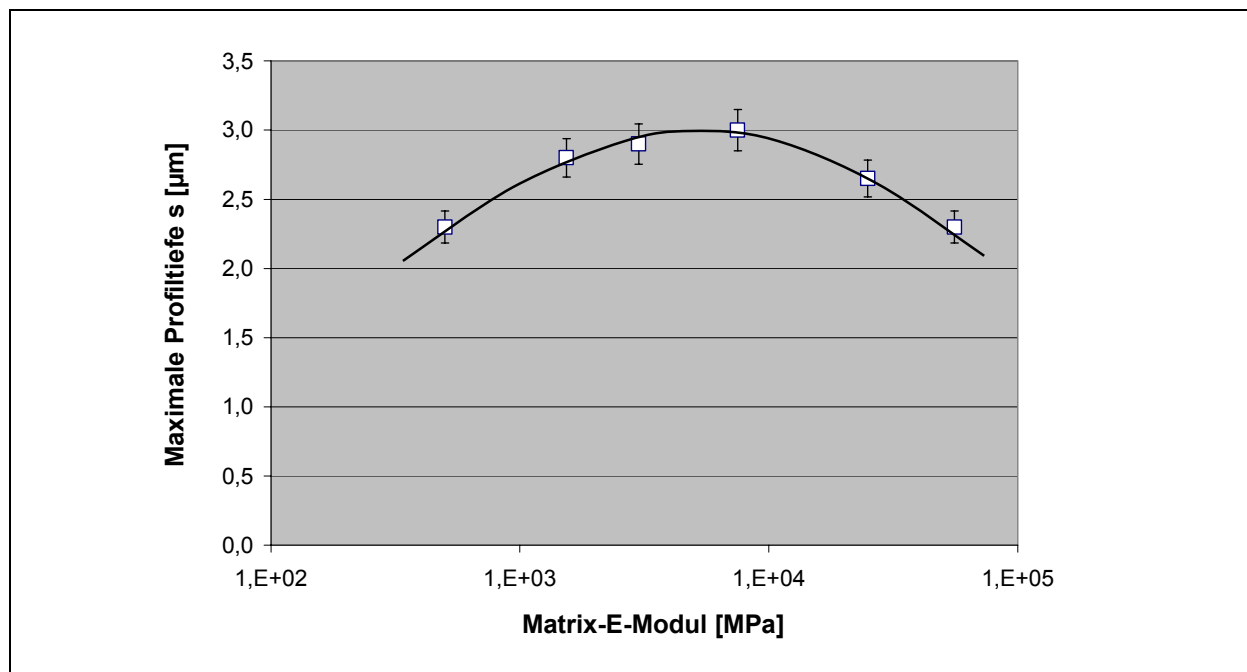


Bild 6.24: Maximale Profiltiefe in Abhängigkeit der Matrixsteifigkeit
(Gewebe: Köper 2/2, FVG: 48 %)

Bild 6.24 zeigt, dass mit steigender Matrixsteifigkeit die Textur zunächst leicht (10 %) zunimmt, sich dann ab etwa 8000 MPa wieder abschwächt. Es existiert folglich ein lokales Maximum. Die Ursache dafür liegt in dem komplexen Spannungszustand mit sowohl horizontal als auch vertikal verlaufendem Kraftfluss, dem die Matrix infolge Faser-Matrix-Haftung und Randbedingungen beim Abkühlen unterliegt.

Eine Matrix mit niedrigem Modul erlaubt bei den auftretenden Spannungen höhere Dehnungen und ermöglicht damit eine flachere Topografie. Bei zunehmender Steifigkeit bewirkt die Abnahme der vertikalen Dehnungen zunächst eine Verstärkung der Profiltiefe. Bei weiterer Zunahme der Matrixsteifigkeit überwiegt die Tendenz zu verringerter Dehnung in horizontaler Richtung. Damit geht eine Anhebung der oberen Matrixschicht und Verminderung der Profiltiefe einher.

Die Steifigkeitskennwerte üblicher Thermoplaste liegen in einem vergleichsweise engen Bereich von $1000 \text{ MPa} < E < 4000 \text{ MPa}$, so dass in der Praxis die beschriebenen Effekte nicht relevant sind.

6.5.3 Organobleche mit Deckschicht

Sollen thermoplastische Verbundwerkstoffe für automobiler Außenhautteile Einsatz finden, wird eine Beschichtung (Lackierung) notwendig, um Farb- und Glanzeindruck benachbarter Bauteile anzugleichen. Konventionelle Lackierungen verfügen, unabhängig davon, ob on- oder off-line aufgetragen, gewöhnlich über eine Schichtdicke von $100 - 120 \text{ }\mu\text{m}$. Vor diesem Hintergrund wurde das Modell um eine Deckschicht von $100 \text{ }\mu\text{m}$ Dicke erweitert und die Auswirkung einer solchen Zusatzschicht mittels Simulation analysiert.

Am Beispiel des GF-PC-Organobleches erfolgte für die Deckschicht eine Variation der mechanischen Steifigkeit. Der Zug-E-Modul wurde zwischen dem für PC im Prozessverlauf durchschnittlichen Wert (ca. 1500 MPa) bis hin zu Kennwerten für Stahl oder Kohlenstofffasern ($> 200\,000 \text{ MPa}$) variiert. In Bild 6.25 sind die Ergebnisse dargestellt, wobei die Moduli der Deckschicht auf den E-Modul der Matrix normiert und logarithmisch skaliert sind.

Die Simulationsrechnungen unterstützen den experimentellen Befund, dass eine matrixgleiche Außenschicht die Profildifferenz verringert, im vorliegenden Fall von $2,8$ auf $2,4 \text{ }\mu\text{m}$. Die Erhöhung der Beschichtungssteifigkeit führt zu einer weiteren Abnahme der Textur. Bei halblogarithmischer Auftragung ergibt sich ein linearer Verlauf. Im Falle einer Deckschicht mit einer Steifigkeit von CF wird die Profiltiefe nahezu halbiert.

Eine Deckschicht wirkt demnach in jedem Fall kaschierend. Eine höhere Steifigkeit führt dazu, dass sich die Decklage von dem unten angrenzenden, beim Abkühlen ungleichmäßig kontrahierenden Substrat weniger stark deformieren lässt. Es resultiert eine schwächer ausgeprägte Textur.

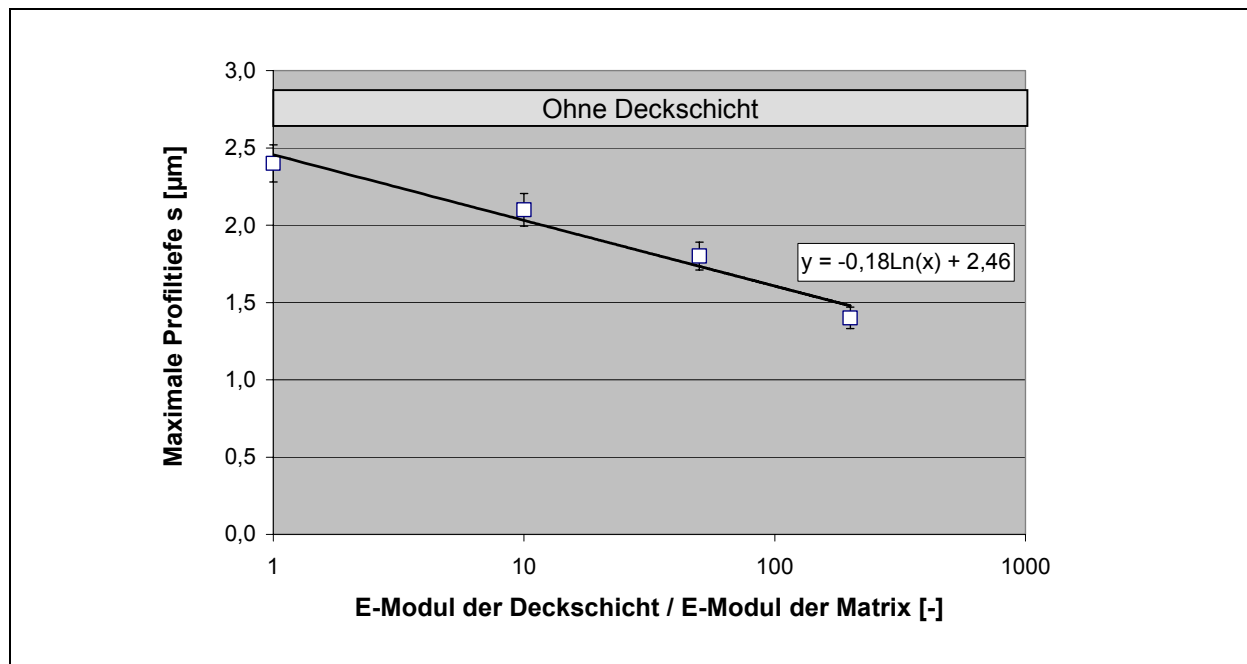


Bild 6.25: Auswirkung einer Deckschicht von 100 µm Dicke auf die maximale Profiltiefe

Die Simulation nach dem Modell von Kia (vgl. Kap. 3) und experimentelle Untersuchungen (vgl. Kapitel 4.4) haben bereits gezeigt, dass eine zunehmende Dicke der Deckschicht die Faserdurchzeichnung signifikant abschwächt. Daher wurde auf eine Dickenvariationen im vorliegenden Modell verzichtet. Der hier aufgezeigte Einfluss der Steifigkeit eröffnet eine weitere Möglichkeit der Kaschierung. Sie zielt ab auf Hybridbleche, bei denen das Organoblech mit einer dünnen, metallischen Folie kombiniert wird.

6.6 Fazit

Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Modell stellt ein geeignetes Werkzeug dar, die Oberflächenphänomenologie der Organobleche zu analysieren und vorherzusagen. Verifikationssimulationen bestätigten die profilometrischen Messungen an den Proben. Der qualitative Einfluss der Verstärkungsarchitektur und quantitative Einfluss der Matrixschwindung auf die Textur der Halbzeuge wurden belegt. Durch variierten Versatz der einzelnen Verstärkungslagen wurde weiterhin deutlich, warum reale Halbzeuge eine starke Streuung der Welligkeitskennwerte aufweisen. Die in den Simulationsrechnungen standardmäßig verwandte Anordnung erzeugt besonders starke Inhomogenitäten, so dass die resultierenden Profile stets als ungünstigster Fall betrachtet werden können.

Auch die Prozessführung hat einen, wenn auch gegenüber den Materialparametern geringeren Einfluss auf die Textur: Eine rasche Abkühlung während der Konsolidierung (Doppelbandpresse gegenüber Autoklav) vermindert die Welligkeit. Ein erhöhter Druck komprimiert die Matrix oberhalb T_G in höherem Maße und erzeugt ein – absolut betrachtet – tieferes Profil, das Ausmaß der Welligkeit wird allerdings nicht nennenswert beeinflusst.

Eine matrixreiche Außenschicht oder andere Deckschicht setzt bereits bei einer Dicke von 100 μm die Welligkeit deutlich herab, insbesondere wenn ihre Steifigkeit gegenüber dem Matrixwerkstoff im Kernbereich des Blechs erhöht ist.

7 Experimentelle Validierung der Modellaussagen

Die Simulationsrechnungen in Kapitel 6 haben für die Prozessgrößen einen unterschiedlich starken Einfluss auf die Oberflächentextur nachgewiesen. Während der Abkühlrate in der Konsolidierungsphase eine signifikante Auswirkung beigemessen werden konnte, stellte sich der Prozessdruck als vernachlässigbar heraus. Im folgenden sollen experimentelle Untersuchungen zur Validierung des Modells beitragen.

Ferner werden aus den Ergebnissen der Modellierung Schlussfolgerungen für abschließende Experimente abgeleitet, in denen alternative Organoblechaufbauten und eine variierte Prozesstechnik untersucht werden.

7.1 Abkühlrate

In Anlehnung an die Simulation kamen dieselben Lamine, also vierlagige Körper 2/2-verstärkte PC-Substrate mit Faservolumengehalten von ca. 50 % zum Einsatz. Sie wurden auf drei verschiedene Arten verarbeitet, im Autoklav, in einer statischen Presse und in der Doppelbandpresse. Somit wurden sie drei unterschiedlich hohen Abkühlraten zwischen Konsolidierung und Solidifikation ausgesetzt, während der Prozessdruck mit $p = 25 \text{ bar}$ konstant gehalten wurde.

In der Diskussion der Simulationsergebnisse wurden die experimentellen Ergebnisse des Autoklaven- und Doppelbandpressenprozesses bereits aufgezeigt und den simulierten Daten gegenübergestellt (vgl. Bild 6.21). Es ergab sich eine zufriedenstellende Übereinstimmung zwischen Vorhersage und Messung, wobei die schnelle Ab-

kühlung in der kontinuierlichen Presse ($> 100 \text{ K/min}$) geringere Texturen hervorbrachte als eine langsame Erstarrung im Autoklaven ($< 10 \text{ K/min}$).

Für eine Verarbeitung in der statischen Presse bei einer Abkühlrate von etwa -20 K/min im Erstarrungsbereich des Polymers ergab sich mit einer maximalen Profildifferenz $s = 3,7 \text{ }\mu\text{m}$ erwartungsgemäß ein zwischen den Extremen liegender Wert.

Um auch den Verlauf der Profiltiefe jenseits des Autoklaven- und Doppelbandpressenprozesses abschätzen zu können, sind folgende Überlegungen nützlich:

Es ist physikalisch nicht möglich, dass die Profiltiefe bei weiterer Reduzierung der Abkühlrate stetig anwächst. Da auch längere Auslagerungen der Proben bei erhöhter Temperatur keinen nennenswerten Zuwachs an Profiltiefe gegenüber derjenigen der im Autoklaven produzierten Substrate herbeiführen (vgl. Kapitel 7.3), kann das bei $dT/dt = -5 \text{ K/min}$ vorliegende Profil schon nahezu als Maximum angesehen werden. Auf der anderen Seite haben Simulationsrechnungen unter Vernachlässigung zeitabhängigen Verhaltens, was bei einem viskoelastischen Material als eine unendlich große Abkühlgeschwindigkeit interpretierbar ist, Profiltiefen ergeben, die diejenigen aus dem DBP-Prozess leicht unterschreiten. Für beide Extreme, „unendlich“ langsame und „unendlich“ schnelle Abkühlrate, ergeben sich Grenzen, denen sich die Werte asymptotisch annähern müssen. Neben den Messwerten ist in Bild 7.1 auch der daraus antizipierte Verlauf des Profils über der Abkühlrate skizziert.

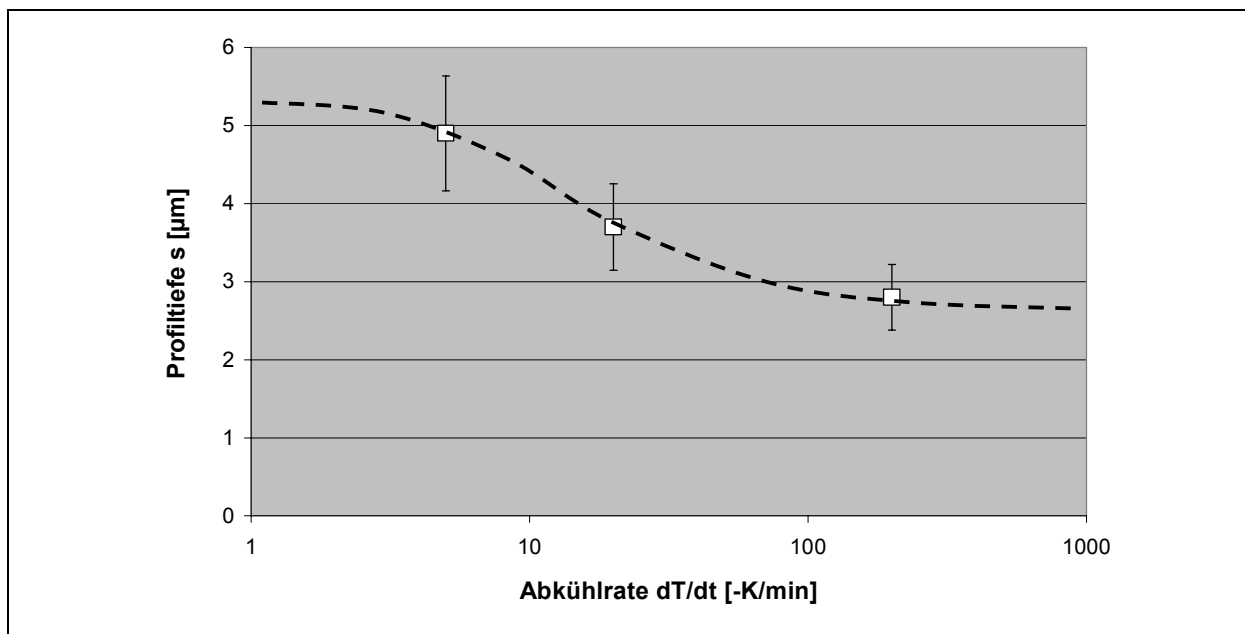


Bild 7.1: Profiltiefe in Abhängigkeit der Kühlrampe während der Solidifikationsphase

Dieser Verlauf erscheint realistisch, weil seine Charakteristik stark dem Relaxationsverhalten der für dieses Phänomen verantwortlichen viskoelastischen PC-Matrix

gleicht (vgl. Bild 6.12). So wie es einen bestimmten Temperatur- bzw. Zeitkorridor gibt, innerhalb dessen die mechanischen Kennwerte des viskoelastischen Materials signifikant abfallen, existiert ein Fenster der Abkühlrate, hier etwa von $-(5 - 50 \text{ K/min})$, in dem die sich daraus ergebende Profiltiefe einer merklichen Veränderung unterworfen ist.

7.2 Prozessdruck

Um die Auswirkung des Prozessdrucks auf die Textur experimentell zu überprüfen, wurden mehrere GF-PC-Verbunde nach dem Film-Stacking-Prinzip unter verschiedenen Prozessdrücken in einer statischen Presse verarbeitet. Der Druck wurde zwischen 15 bar und 45 bar variiert, die Verweilzeit der Proben in der Presse mit stets 30 min vergleichsweise hoch angesetzt, damit auch für die bei niedrigem Druck verpressten Organobleche eine hohe Imprägnierungsgüte gewährleistet werden konnte und diese Größe nicht die Messergebnisse beeinflusste.

Die Proben wurden anschließend profilometrisch und hinsichtlich ihrer visuellen Welligkeit analysiert. Es zeigte sich, dass die Langwelligkeit l_w und die Profiltiefe s mit steigendem Prozessdruck gleichfalls tendenziell anwachsen; einzige Ausnahme war die Stagnation der Profiltiefe zwischen 15 und 25 bar (vgl. Bild 7.2). Dies widerspricht den Simulationsergebnissen aus Kapitel 6, die keinen merklichen Einfluss des Drucks voraussagten.

Die Auflösung dieses Antagonismus ergab sich durch die Bestimmung des jeweiligen Faservolumengehaltes. Die Veraschung der Proben belegte, dass mit der Zunahme des Druckes auch eine Erhöhung des FVG einherging, von anfänglich 43 % bei 15 bar auf 55 % bei 45 bar. Die Ursache dafür findet sich in dem Werkzeugkonzept, das in der statischen Presse zum Einsatz kam. Um die Verfrachtung der Luft aus dem Werkzeug zu ermöglichen, ist ein gewisses Spaltmaß vonnöten. Dieses bewirkt aber auch, das insbesondere bei hohem Druck und langer Presszeit immer mehr Matrixmaterial aus dem Werkzeug ausgetrieben wird, so dass der globale Faservolumengehalt des Organobleches zunimmt.

Zur Überprüfung der Frage, welche der beiden Größen (Prozessdruck oder Faservolumengehalt) die entscheidende Rolle für die unterschiedliche Textur spielt, wurde ein weiteres Laminat erstellt. Dieses wurde bei hohem Druck (45 bar), aber auch mit höherer Anzahl an Polycarbonatlagen verpresst, wodurch der starke Matrixrandfluss ausgeglichen werden sollte. Die anschließende Veraschung der Probe zeigte, dass diese Kompensation gut gelang, da ein FVG von 44 % erreicht wurde, der demjeni-

gen der bei 15 bar verpressten Probe nahezu gleichkam (43 %). In der Oberflächenanalyse war festzustellen, dass nun auch fast identische Werte für Langwelligkeit und Profiltiefe wie bei der mit 15 bar verpressten Probe auftraten. In Bild 7.2 werden die Kennwerte in Abhängigkeit des Drucks skizziert und die jeweiligen FVG an der oberen Leiste prozentual angegeben. Die Werte für die zuletzt bei hohem Druck verpresste, aber mit niedrigem FVG vorliegende Probe sind schwarz markiert:

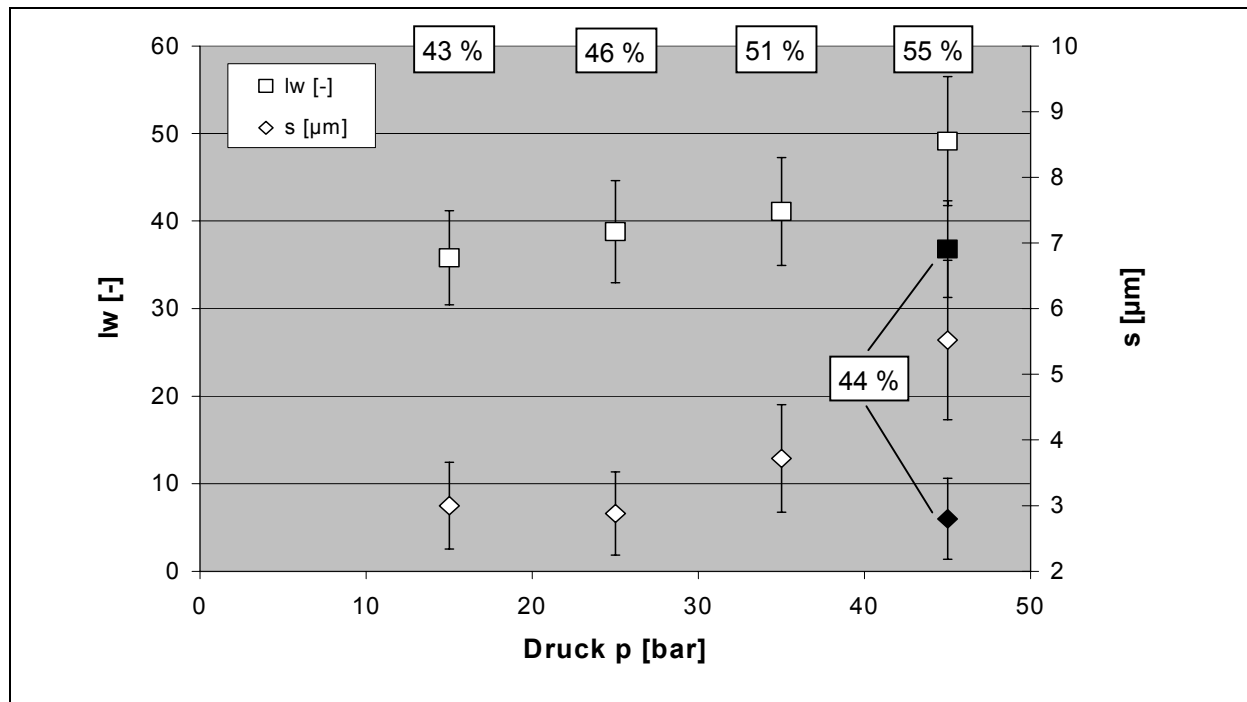


Bild 7.2: Langwelligkeit lw und Profiltiefe s in Abhängigkeit von Druck und FVG

Das Fazit dieser Untersuchungen lautet somit, dass der Prozessdruck – wie in der Simulation vorhergesagt – keinen Einfluss auf die Oberflächenwelligkeit ausübt, sofern der Faservolumengehalt identisch bleibt. Ein steigender FVG führt dagegen zu signifikant stärkeren Texturen. In realen Verarbeitungsszenarien kann der Druck allerdings insbesondere diesen Faservolumengehalt verändern und somit indirekt zu einer Einflussgröße für die Oberflächenqualität werden.

7.3 Umgebungsbedingungen

Nicht nur der Herstellungsprozess beeinflusst die Oberflächenbeschaffenheit von Organoblechen, sondern auch die anschließenden Umgebungsbedingungen. Ursache dafür sind das viskoelastische Materialverhalten, das Auftreten von Polymerdegradation, Oxidation u.ä. Häufig sind Bauteile über lange Zeiträume der Witterung und wechselnden Temperaturen ausgesetzt, so dass diese Einflüsse nicht vernach-

lässigt werden dürfen. Die Umgebungsbedingungen können daher als eine abschließende Prozessgröße für den Werkstoff betrachtet werden.

7.3.1 Temperaturwechsel

Um eine Einschätzung darüber zu gewinnen, ob die Oberflächentextur langfristig von der Temperatur abhängt, wurden einige charakteristische Proben, die mit der DBP produziert worden waren, zunächst einem Temperaturwechseltest unterzogen. In Anlehnung an Untersuchungen, die im Automobilbereich durchgeführt werden, wurden die Proben 24 h bei -30 °C (Simulation winterlichen Frosts) und anschließend für 72 h bei 90 °C (Nachstellung sommerlichen Klimas) ausgelagert. Die maximale Profiltiefe wurde profilometrisch vor und nach der Auslagerung bestimmt.

Tabelle 7.1: Auswirkung des Temperaturwechsels auf die Profiltiefe

Probe	s [μm] vorher ($\pm 15\%$)	s [μm] nachher ($\pm 15\%$)
PA 6.6, Köper 2/2	10,3	10,5
PC, Köper 2/2	3,0	4,1
PC, Köper 2/2, Senotop-Folie	0,7 *	0,9 *

Für die Proben mit Polyamidmatrix ist keine signifikante Veränderung erkennbar. Das Oberflächenprofil des unbeschichteten PC-Substrates allerdings schärft sich, und die Profiltiefe wächst um etwa ein Drittel an. Für das mit Senotop® beschichtete Substrat kann man keine explizite Profilamplitude ablesen, da der Kaschiereffekt zu stark ist. Es existiert vielmehr eine gewisse Bandbreite, in der das Profil verläuft. Diese Spanne nimmt von 0,7 auf 0,9 μm zu*.

Dass das Profil des in der DBP hergestellten PC-Substrates an Tiefe zunimmt, deckt sich mit den Erwartungen. Die schnelle Abkühlung hat das Profil von etwa 5 μm auf knapp 3 μm vermindert (vgl. Kap. 7.1). Durch die Auslagerung bei erhöhter Temperatur macht sich die viskoelastische Natur des Polymers bemerkbar. Die infolge der hohen Abkühlgeschwindigkeit eingefrorenen Spannungen können sich zu einem Teil abbauen, und das System nähert sich dem Zustand des im Autoklaven langsam abgekühlten Bleches mit einer erhöhten Profiltiefe.

Bestätigung finden diese Erkenntnisse bei den experimentellen Befunden von Bickerton und Buntain [75], die starke Rückstellkräfte von Verstärkungsstrukturen feststellten. Erweicht die umgebende Matrix infolge höherer Temperatur, wird diesen

Rückstellkräften weniger Widerstand entgegengebracht, so dass die Rovings ihre Umschlingungswinkel und ihren Querschnitt leicht verändern und eine stärkere Durchzeichnung an der Oberfläche verursachen.

Die Senotop®-Folie kann diese Effekte weitgehend kompensieren. Eine gewisse Verstärkung der Oberflächenwelligkeit ist aber auch bei der folienbeschichteten Probe erkennbar.

Im Fall der Polyamidmatrix zeichnet sich keine Veränderung der Oberflächenqualität ab. Zum einen ist die Profiltiefe ohnehin schon relativ hoch, zum anderen ist die Matrix teilkristallin. PA 6.6 kristallisiert so rasch, dass auch bei der schnellen Abkühlung in der DBP ausreichend Zeit zur Bildung eines hohen Kristallinitätsgrades bleibt [97]. Zwar kommt es in Abhängigkeit von der Abkühlrate zur Bildung unterschiedlicher Kristallstrukturen (γ - und α -Form) [98]. Im Zeit- und Temperaturbereich der vorgenommenen Auslagerung ist jedoch keine signifikante Morphologieänderung und Abnahme der Matrixsteifigkeit zu erwarten. Dadurch können sich die Spannungen im Verbund und die angesprochenen Rückstellkräfte des Gewebes nicht auswirken.

DSC-Messungen der Polyamidmatrix vor und nach dem Temperaturwechsel sind in Bild 7.3 dargestellt. Beide Proben weisen bei etwa 262 °C ihren endothermen Schmelzpeak auf, ihr Kristallinitätsgrad beträgt 28-29 %. Bis zum Schmelzbereich gibt es keine Anzeichen für morphologische Änderungen. Erst kurz vor dem eigentlichen Schmelzpeak existiert eine kleine exotherme Kuppe, die für rasch abgekühlte PA-Typen charakteristisch ist. Sie stellt ein Indiz für die Umlagerung nicht perfekter Kristallitstrukturen und Spannungsfreisetzung dar [13].

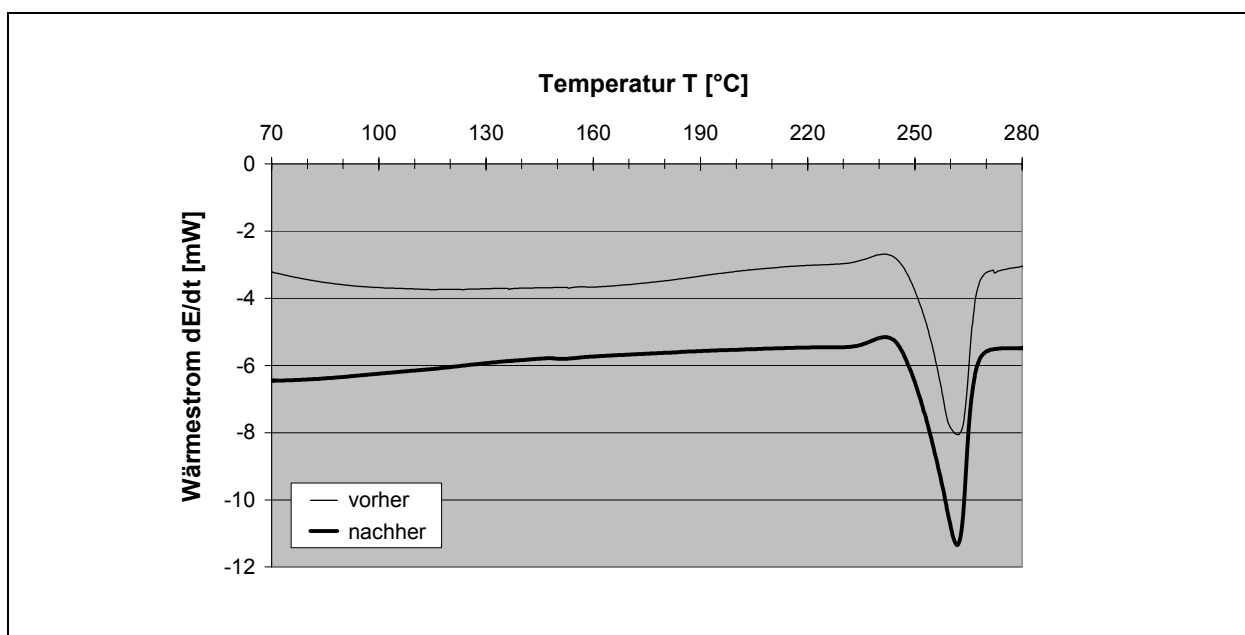


Bild 7.3: DSC-Messungen von GF-PA 6.6 vor und nach Temperaturwechsel

7.3.2 Bewitterung

Neben der Temperaturbelastung kommt es beim Einsatz von Werkstoffen im Freien auch zu einer Einwirkung von energiereicher Strahlung, Feuchte und Schadstoffen. Die Absorption von Photonen regt die Polymermoleküle an und steigert die Reaktivität. Feuchtigkeit beeinflusst Photooxidationsreaktionen und kann auch Hydrolysereaktionen von Polymeren und Füllstoffen bewirken [99]. Die Auswirkung von Schadstoffen ist aufgrund ihrer Vielfalt und Unterschiedlichkeit kaum allgemeingültig beschreibbar.

Um den Einfluss der Bewitterung in kürzerer Zeit abschätzen zu können, werden künstliche Bewitterungsbedingungen in speziellen Anlagen simuliert. Innerhalb weniger Tage werden die Proben einer definierten, hohen Strahlen- und Feuchtebelastung ausgesetzt, die aufgrund des Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzips von Polymeren (vgl. Kap. 3.4.1) die natürliche Bewitterung eines Jahres nachstellen kann. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein sog. feuchtwarmer Zyklus folgender Einstellung gefahren:

Tabelle 7.2: Bewitterungsschema

Temperatur	Dauer	Feuchtigkeit	Beregnung	Bestrahlungsstärke
60 °C	400 h	60 %	alle 2 h für 18 min	110 W/m ²

Da für einen Einsatz im Freien aus Gründen des Schutzes und der Ästhetik stets auf beschichtete Bauteile zurückgegriffen wird, wurden lediglich lackierte bzw. mit Lackfolie beschichtete Substrate geprüft, wobei die als Standard bezeichnete Nasslackierung eine Dicke von 40 µm aufwies. Zusätzlich zu den Organoblechen wurde auch ein unverstärktes Spitzgussbauteil aus dem automobilen Karosseriebereich als Referenz geprüft. Untersucht wurden Glanz und Welligkeit jeweils vor und nach der Bewitterung (vgl. Bild 7.4).

Die Ergebnisse der Bewitterungsprüfung weisen eine vergleichbare Tendenz auf wie die des Temporns. Die als witterungsbeständig eingestufte PA 6.6-Matrix verhält sich unkritisch und wird nicht nennenswert beeinflusst. Allerdings sind die Oberflächenkennwerte der Probe auf Basis von PA 6.6 schon in der Ausgangsqualität nicht hoch.

Die PC-Substrate (nasslackiert und folienbeschichtet) weisen eine Erhöhung der Langwelligkeit auf. Ob dies vornehmlich dem langen Verbleib bei erhöhter Temperatur (vgl. Kap. 7.3.1) zuzuschreiben ist oder auch Strahlung und Feuchte eine Rolle gespielt haben, kann nicht abschließend beurteilt werden. Aus der Literatur [72] ist

bekannt, dass PC nur in sehr geringem Maße Wasser aufnimmt und dabei in seinen mechanischen Eigenschaften kaum beeinflusst wird. Allerdings neigt es zu thermo-oxidativer Schädigung, die zu Vergilben führt und mit für den Glanzverlust der nass-lackierten Probe verantwortlich sein kann.

Trotz der außergewöhnlich guten Witterungsbeständigkeit des PMMA stellt man eine starke Abnahme des Glanzes der Senotop®-Folie fest. Möglicherweise bewirkt die hohe UV-Durchlässigkeit von PMMA eine Schädigung der inneren ASA/PC-Trägerschicht oder eine Beeinträchtigung der Anbindungsqualität.

Eine leichte Glanzabnahme muss nicht problematisch sein, da sie auch bei im praktischen Einsatz befindlichen Bauteilen (Kotflügel des MCC Smart) durch Bewitterung hervorgerufen wird. Die Langwelligkeit bleibt infolge fehlender Verstärkungsstrukturen trotzdem gering. Die Lackierung selbst verliert an Qualität und erzeugt eine gewisse „Unruhe“, die sich in der erhöhten Kurzwelligkeit niederschlägt.

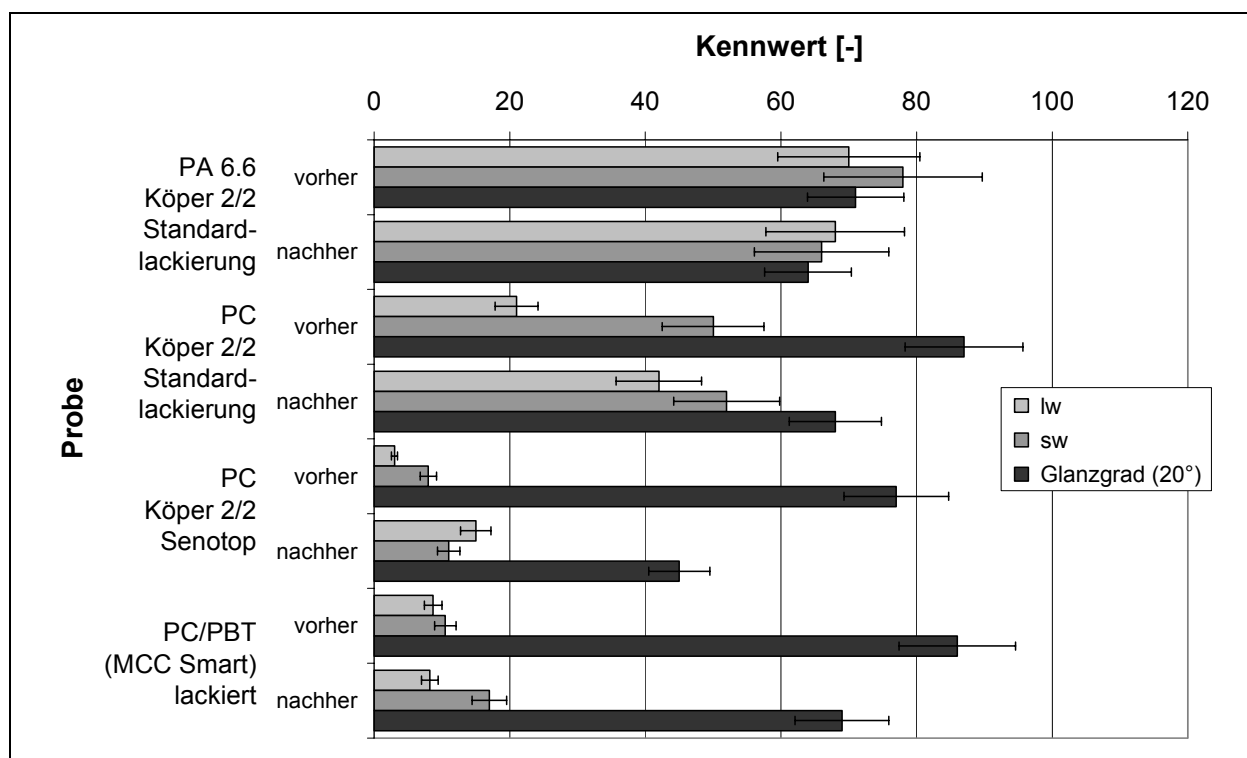


Bild 7.4: Einfluss der Bewitterung auf Oberflächenkenngrößen

Betrachtet man die Auswirkungen des Temperns und der Bewitterung gemeinsam, so bleibt das folienkaschierte PC-Substrat im Bereich der Organobleche die beste Alternative, da es den automobilen Anforderungen an Karosserieaußenteile hinsichtlich Welligkeit am nächsten kommt. Der Glanzverlust infolge Bewitterung ist allerdings hoch. Hier ist noch Entwicklungsarbeit vonnöten, um für die Folie einen auf lange Sicht hohen Glanzgrad garantieren zu können.

7.4 Unidirektionale Verstärkungen

Sowohl die experimentellen Untersuchungen als auch die Ergebnisse der Modellierung belegen, dass unter Einsatz einer Gewebeverstärkung mit stark heterogener Faser-Matrix-Verteilung und damit regelmäßiger Oberflächentextur zu rechnen ist. Zwar wurden einige Einflussgrößen identifiziert, die eine Abschwächung dieser Effekte bewirken können, doch nur mit einer Lackfolie relativ hoher Dicke war es möglich, eine Oberflächenqualität zu erzeugen, die höchsten Anforderungen genügt. Daher erscheint es angebracht, die Gewebeverstärkung hinsichtlich textiler Alternativen zu hinterfragen.

Eine Wirrfaserverstärkung (vgl. Kapitel 5) kann die Regelmäßigkeit der Textur verringern, ihr Einsatz bedeutet aber eine deutliche Reduzierung der mechanischen Kennwerte und ein Abwenden vom Anspruch des Hochleistungswerkstoffs der Organobleche. Zielführender ist der Gedanke, sich ähnlich wie bei duromeren Systemen (RTM) Gelegestrukturen oder gelegeähnlichen Geweben zuzuwenden. Eine Ausrichtung der Fasern und damit hohe spezifische Kennwerte müssen erhalten bleiben. Gleichzeitig ist eine Reduzierung von Inhomogenitäten der Faser-Matrix-Verteilung anzustreben.

Als Alternative zu den Gewebetypen wurde zunächst ein Bidiagonal-Gelege mit relativ niedrigem Flächengewicht (300 g/m^2) und einem Roving mit 300 tex eingesetzt. Die Wahl eines leichten und nur 2-lagigen Geleges sollte eine unproblematische Imprägnierung gewährleisten. Die Verstärkungslagen wurden analog mittels „film stacking“ in einer statischen Presse mit Polycarbonatfolien kombiniert.

Die anschließende Oberflächenanalyse zeigte ähnliche Profilqualitäten auf, wie sie bereits bei gelegeverstärkten RTM-Bauteilen (vgl. Kapitel 5) zu erkennen waren. Die Einschnürung der Faserbündel durch den Nähfaden bewirkt matrixreiche Regionen, die beim Abkühlen zu Einfallstellen führen. Da die Dichtezunahme der Polycarbonatmatrix (ca. 5 %) ähnlich hoch ist wie eine durchschnittliche Volumenschwindung der Harzsysteme [15], tritt eine vergleichbare Texturtiefe auf. Beide Verlaufsrichtungen des Bidiagonal-Geleges scheinen an der Oberfläche durch, so dass ein schachbrettartiges Muster entsteht, das dem Profil Körper-2/2-verstärkter Substrate ähnelt, aber schärfere Grenzen aufweist. Im Unterschied zum RTM-Prozess schmilzt der Polyesternähfaden unter den Verarbeitungsbedingungen auf und geht in die Matrix über. Dadurch vermindern sich die regelmäßigen Vertiefungen im Abstand der Naht von etwa 6 mm; die Bündelung der Rovings über die Fransebindung zu etwa 2 mm breiten Fasersträngen bleibt allerdings weitgehend erhalten. (vgl. Bild 7.5)

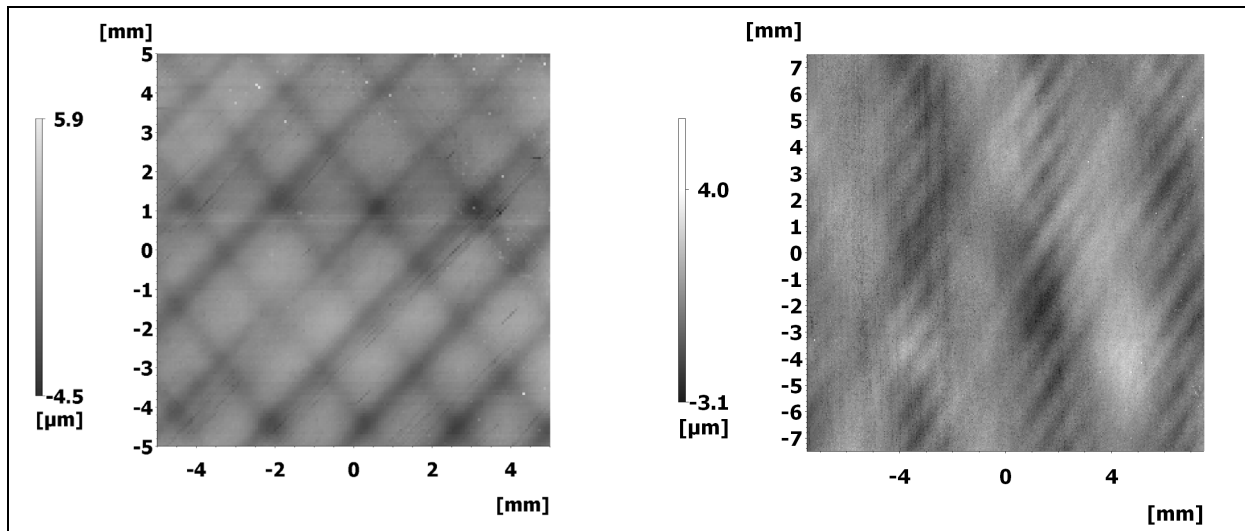


Bild 7.5: Profilometrische Aufnahmen eines bidiagonal-gelegeverstärkten PC-Substrats (links) und eines gelegeverstärkten RTM-Bauteils im Vergleich

Um die Oberflächenqualität weiter zu verbessern, müssen die Bündelungseffekte reduziert werden. Aus diesem Grund wurden Gelegeabschnitte mit Polyesterfäden neu vernäht, allerdings in größeren Nahtabständen, und die zuvor bestehende Vernähung herausgetrennt. Auf diese Weise entstanden Gelege, die im Vergleich zum Original mit 6 mm Nahtabstand ($G_{v_0,6}$) nur noch alle 2 cm (G_{v_2}), alle 4 cm (G_{v_4}) und schließlich nur noch am Rand fixiert, im betrachteten Abschnitt also unvernäht (G_{uv}) vorlagen (vgl. Bild 7.6).

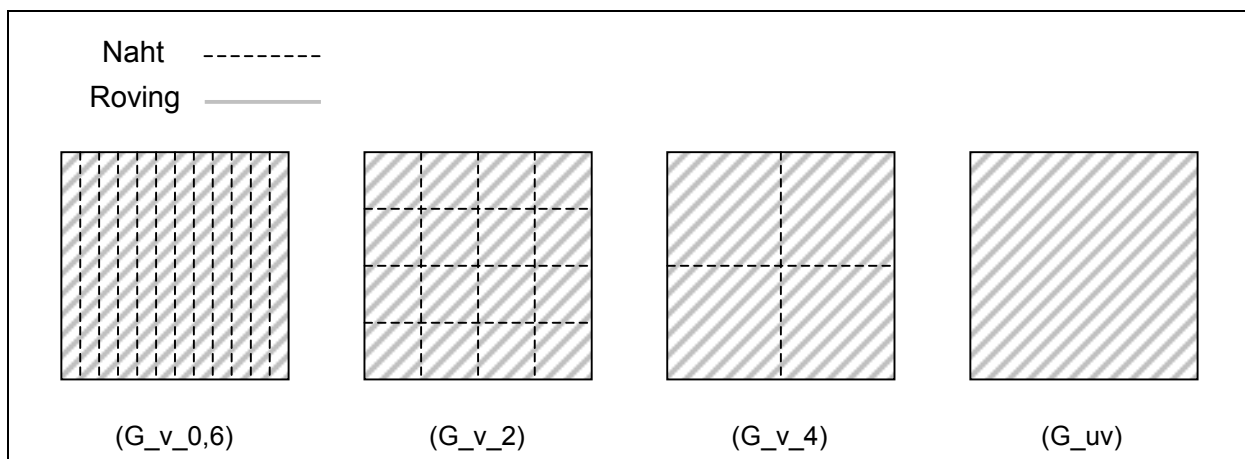


Bild 7.6: Schema der variierten Nahtdichte

Diese variierten Gelegetypen wurden mit PC zu den üblichen Verbunden kombiniert und anschließend der Oberflächenanalyse unterzogen. In Bild 7.7 kann man das resultierende Profil beispielhaft für die Probe mit einer Vernähung G_{v_4} und eine Probe ohne Vernähung erkennen. In der linken Aufnahme wird etwa entlang der Vertikalen bei $x = 0$ mm eine stärkere Einschnürung der Rovings und damit ihr Verlauf

klarer sichtbar. An dieser Stelle befand sich der Nähfaden. Links und rechts davon schwächt sich die Faserdurchzeichnung ab. Auf dem rechten Bild sind - da keine Nähfäden vorhanden waren - auch keine linienförmige Vertiefungen in vertikaler oder horizontaler Richtung zu erkennen. Schwach sichtbar bleiben die diagonalen Verläufe der Rovings, da sie aufgrund ihres ovalen Querschnitts und gelegentlicher „Faserlücken“ und -überlappungen noch gewisse Schwankungen der Faser-Matrix-Verteilung aufweisen. Es treten nach wie vor Bereiche unterschiedlich starker Profil-tiefen auf, ihr Erscheinen wirkt dabei jedoch weniger strukturiert als bei herkömmlich gelegeverstärkten Proben (vgl. Bild 7.5).

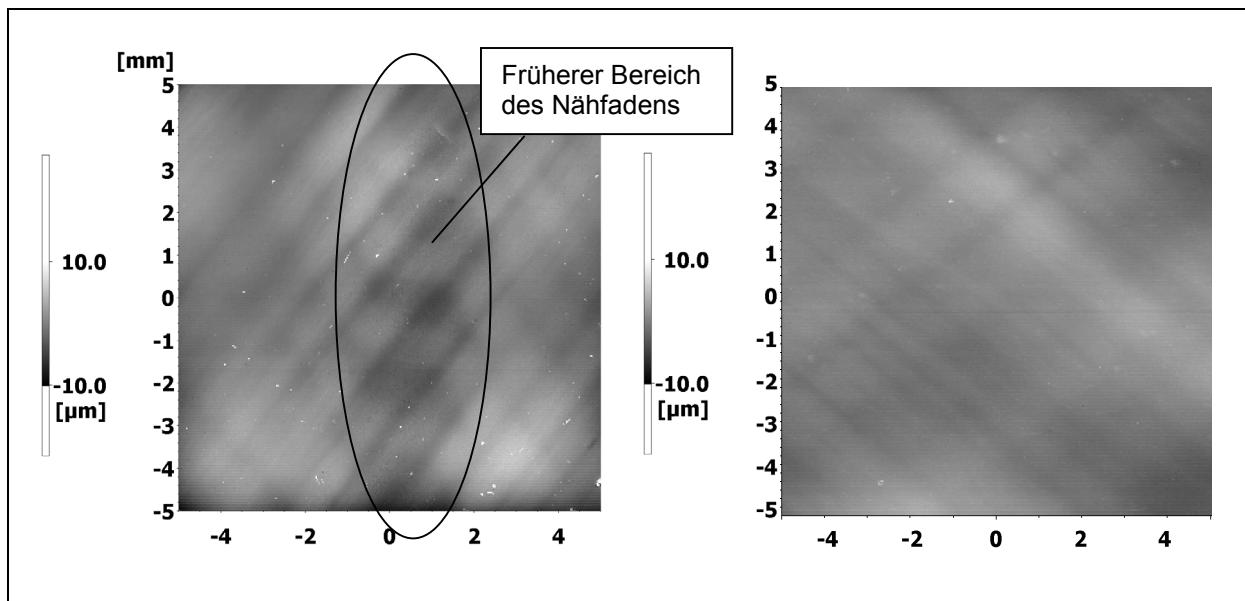


Bild 7.7: Profilometrische Aufnahmen von G_v_4 und G_uv

Zusätzlich zu den Gelegeverstärkungen kam ein UD-Gewebe mit stark anisotroper Orientierung (600 tex zu 28 tex) zum Einsatz. Sein Flächengewicht betrug 610 g/m^2 . Aufgrund der Betonung einer Faserrichtung mit 600 tex und der Kreuzungspunkte mit nur 28 tex schweren Polymerfasern sollte eine den gelegeverstärkten Substraten ähnliche Oberflächencharakteristik resultieren. Die Langwelligkeitsbestimmung an blanken Substraten (vgl. Bild 7.8) bestätigten dies:

Zunächst fällt auf, dass die gelegeverstärkten Proben (G_v_0,6) eine noch stärkere Welligkeit aufweisen als die standardmäßig mit Köper 2/2-Gewebe verstärkten Substrate. Mit wachsendem Nahtabstand nimmt das Welligkeitsniveau stetig ab, bis der Kennwert für ein unvernähtes, gelegeverstärktes PC-Halbzeug (G_uv, lw = 25) den des Standardbleches (lw = 37) deutlich unterschreitet. Auch ein nicht in der statischen Presse, sondern kontinuierlich hergestelltes Organoblech mit unvernähter Gelegeverstärkung (G_uv_konti) erreicht dieses Niveau (vgl. hierzu Kapitel 7.5).

Das eingesetzte UD-Gewebe bewirkt eine etwas höhere Oberflächenwelligkeit als die unvernähten Gelege. Keine der alternativen Verstärkungsstrukturen ergibt eine geringere Welligkeit als die der Substrate mit Atlas-1/7-Gewebe.

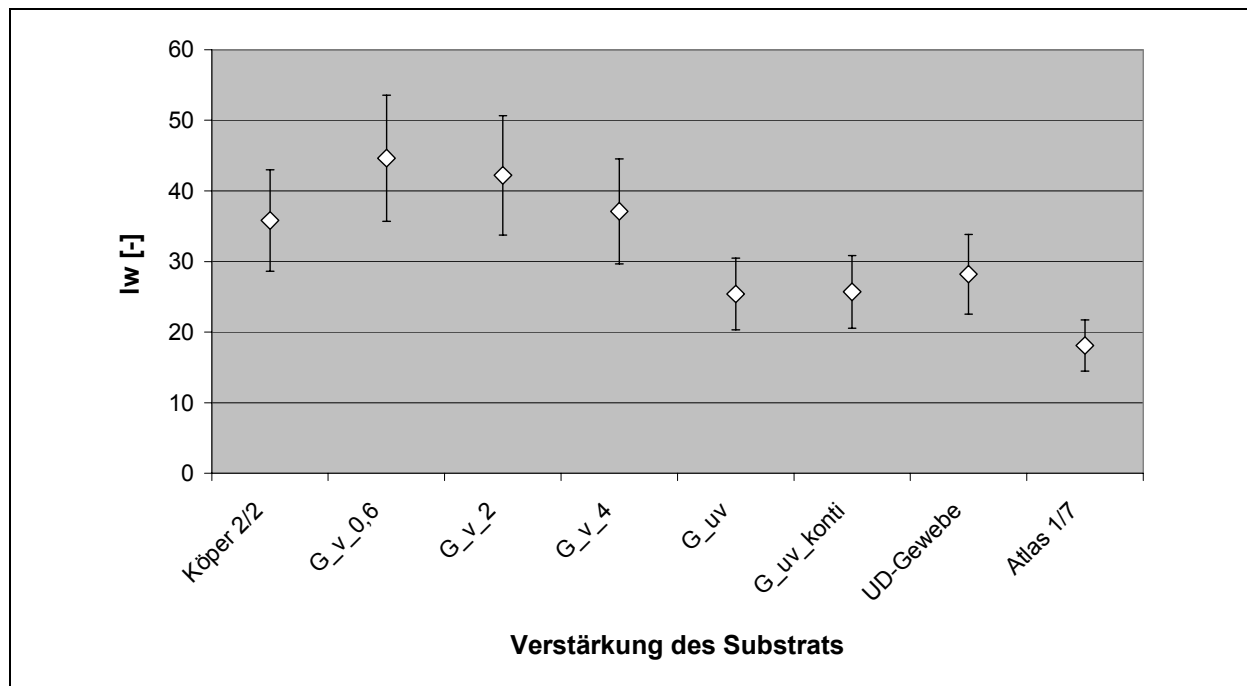


Bild 7.8: Langwelligkeit lw in Abhängigkeit der Verstärkungsarten (Matrix: PC, FVG: ca. 50 %)

Es bleibt festzuhalten, dass Gelegeverstärkungen per se nicht zu verbesserter Oberflächenqualität führen. Die Vernähung bewirkt eine Inhomogenität und damit eine Keimzelle für Oberflächenwelligkeit. Ohne jegliche Vernähung wird die Qualität der Oberfläche jedoch merklich erhöht. Die Welligkeit von Atlas-1/7-gewebeverstärkten Organoblechen kann nicht unterschritten werden, was vermutlich an zwei sich gegenseitig aufhebenden Effekten liegt:

Aufgrund der Gewebefixierung mit den Faserkreuzungen ist die übergeordnete Geometrie der eingesetzten Atlas-1/7-Verstärkung prinzipiell stärker heterogen als die Gelegestrukturen. Die Gelege-Rovings verfügen allerdings über einen weitaus größeren Durchmesser als die Faserbündel des Gewebes (300 bzw. 600 tex gegenüber 68 tex). Dadurch können zwischen parallel verlaufenden Filamentsträngen auch merkliche Schwankungen des Faservolumengehaltes entstehen, insbesondere wenn sich infolge des Querfadens (UD-Gewebe) oder aufgrund eines nicht optimalen Ablegeprozesses (Gelege) „Faserlücken“ bilden. Im Gegensatz dazu liegt das Atlas-1/7-Gewebe infolge des Webprozesses deutlich dichter gepackt vor, so dass „Matrixtaschen“ der oben aufgeführten Art vermieden werden.

Das Potenzial unvernähter Gelegestrukturen scheint aber noch nicht ausgeschöpft, da der Verarbeitungsprozess nicht hinsichtlich Oberflächenqualität optimiert wurde. Der Einsatz dünnerer Faserbündel, eine starke Spreizung der Rovings, eine exakte Positionierung beim Ablegen der Fasern und eine unmittelbare Fixierung im Anschluss können eine weitere Verbesserung bewirken. Damit nähert man sich der Frage der Prozesstechnik, die im folgenden Kapitel beschrieben wird.

7.5 Modifizierte Verfahrenstechnik

Um die vielversprechenden, unvernähten Gelegestrukturen in größerem Umfang wirtschaftlich mit einer Matrix zu kombinieren, bedarf es einer neuartigen Prozesstechnik. Die Verstärkungslagen besitzen infolge der fehlenden Vernähtung nahezu keinen Zusammenhalt und ermöglichen somit keine Handhabung, ohne eine Störung der Faserausrichtung zu verursachen. Daher muss eine Fixierung der Fasern unmittelbar nach dem Legeprozess erfolgen.

Dies führte zu der Schlussfolgerung, den Halbzeugherstellungsprozess konzentrieren zu müssen. Hierzu haben die Unternehmen LIBA und Berstorff ein geeignetes Konzept entwickelt. Die Grundidee besteht darin, eine multiaxiale Legeeinheit (MAX[®], Fa. LIBA) mit einer Presseinheit direkt zu koppeln. Um die Kosten gering zu halten, wurde nicht auf eine Doppelbandpresse zurückgegriffen, sondern eine sogenannte Rotationspresse (AUMA[®], Fa. Berstorff) eingesetzt [100, 101].

Die Funktionsweise der Legeeinheit wurde im Prinzip nicht verändert. Die eingesetzte Versuchsanlage besitzt zwei Portale, um zwei Fadenschare mäanderförmig abzulegen. Gespannt werden die Rovings über sog. Hakennadeln, die an außen mitlaufenden Ketten befestigt sind.

Die Rotationspresse (vgl. Bild 7.9) verfügt über ein System von Walzen, das zwei umlaufende Stahlbänder führt. Der Druck auf das Laminat entsteht durch die Spannung der Bänder, die über Spannwalzen (2 und 5) reguliert werden kann. Das zu verpressende Gut wird zwischen den Stahlbändern eingeführt und anschließend entlang der Heitztrommel 3 (Matrixerweichung) über die Peripherie von Trommel 4 (Konsolidierung, Solidifikation) durch die Anlage transportiert. Um eine möglichst gleichmäßige Aufheizung und Kühlung zu gewährleisten, werden die Heitztrommel mit zusätzlicher IR-Strahlung und die Kühltrommel radial mit Luftkühlung beaufschlagt.

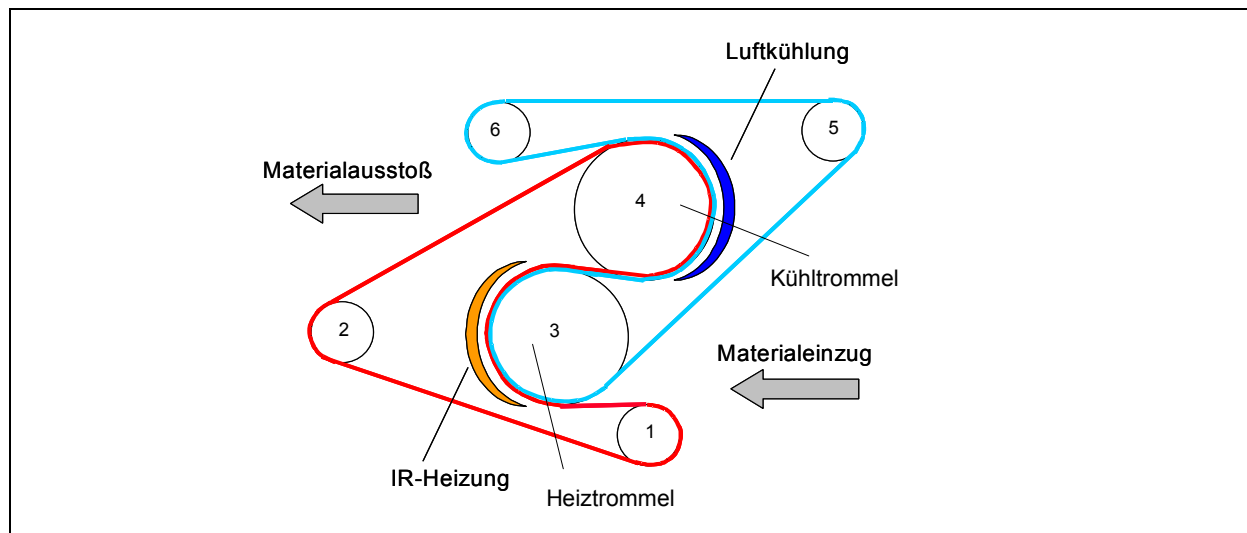


Bild 7.9: Rotationspresse AUMA®

Im Rahmen der Kopplung von Legeeinheit und Presse stellte die Schnittstelle die größte Herausforderung dar, da bei der Übergabe der Faserstrukturen deren Orientierung nicht verloren gehen darf. Die Lösung dieser Problematik besteht darin, die Hakennadelkette außen an der Einlaufstelle der Presse vorbeizuführen und die gespannten Faserbündel unmittelbar nach dem Eintritt in die Presszone mit einem Kreismesser abzutrennen. Da die Rovings in einem Winkel ungleich 0° (zumeist $\pm 45^\circ$) abgelegt werden, befinden sie sich im Moment der ersten Abtrennung von der Kette auf der Seite des Schnitts bereits zwischen den Bändern der Presse, auf der gegenüberliegenden Seite noch an der Führungskette. Auf diese Weise bleibt eine gewisse Faserspannung erhalten, die der Fixierung der Position zugute kommt.

Neben Hybridgarnen können mit der Anlage auch reine GF- oder CF-Rovings abgelegt und das Polymer in Folienform zugeführt werden. Bild 7.10 illustriert das Funktionsschema.

Erste Versuchsreihen mit GF-PP-Hybridgarnen (Twintex®) sowie Glasrovings in Kombination mit PP- bzw. PC-Folie zeigten, dass eine gute Imprägnierungsqualität möglich ist und die Orientierung der Fasern beim Durchlauf durch die Presse weitgehend erhalten bleibt. Außerdem konnte hinsichtlich Oberflächenwelligkeit bereits ein relativ hohes Niveau erreicht werden (vgl. Bild 7.8, G_{uv_konti}). Die Prozesstechnik hat folglich das Potenzial, Halbzeuge sowohl mit guten mechanischen Kennwerten als auch mit verringerter Oberflächenwelligkeit herzustellen.

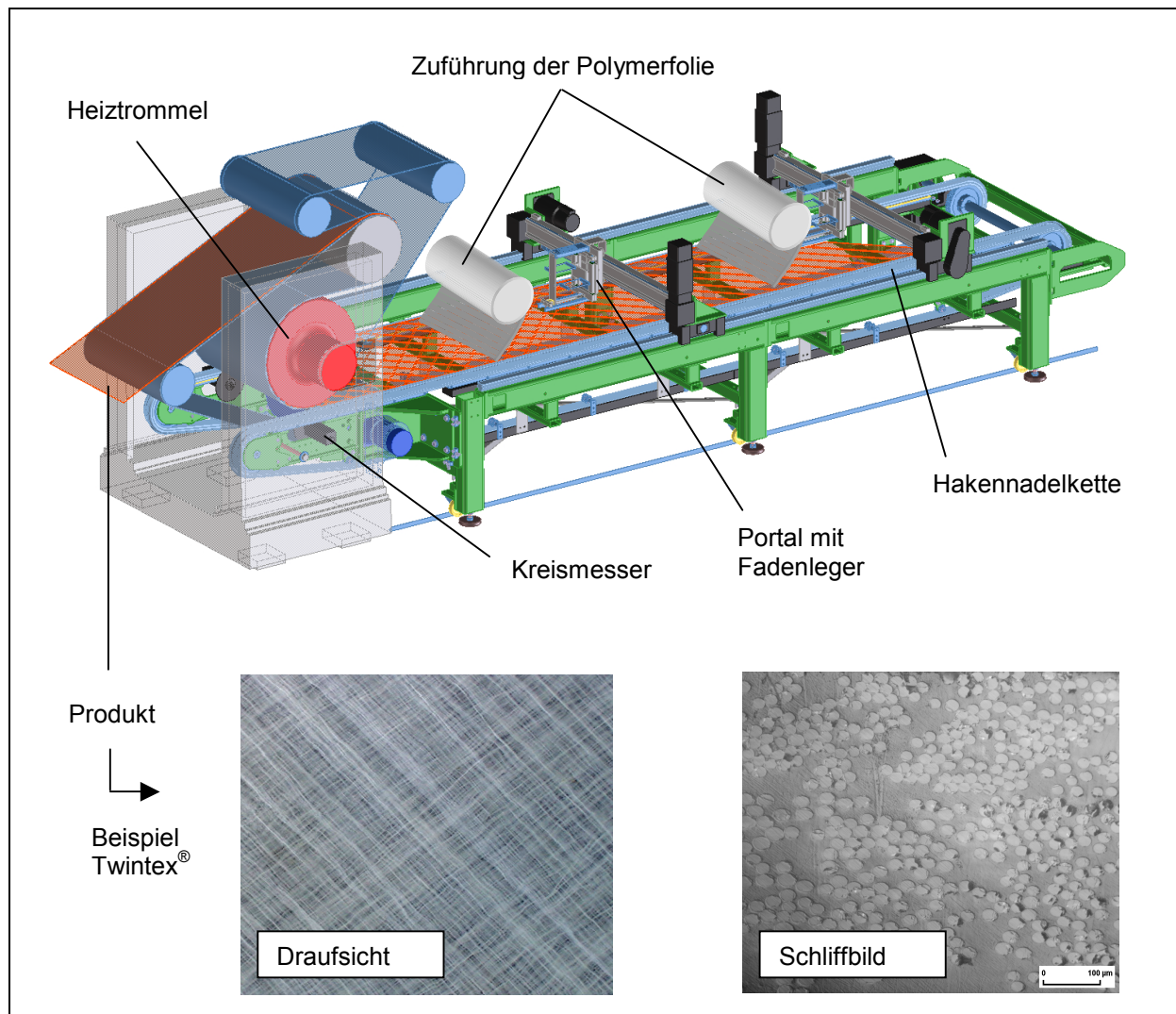


Bild 7.10: Schema der kombinierten Lege- und Presseinheit

8 Einsatz des Thermoformens

In den vorherigen Kapiteln wurde der Einfluss verschiedener Material- und Prozessparameter auf die Oberflächengüte ebener Organobleche diskutiert. Es zeigte sich, dass durch schwindungsarme Matrices, feine und homogene Verstärkungsstrukturen sowie durch äußere Beschichtungen die Welligkeit abgeschwächt wird. Insbesondere die thermoplastischen Kaschierfolien verhelfen den Halbzeugen zu höchster Qualität.

Es stellt sich die Frage, ob die bei ebenen Blechen erzielte Qualität auch auf bauteilrelevante, also dreidimensionale Formen, übertragen werden kann. Aus diesem Grund wurden Umformversuche vorgesehen, welche die Möglichkeiten der Folienkaschierung auf umzuformende Organobleche aufzeigen sollten.

8.1 Experimentelle Grundlagen

Als Basissubstrat der Versuchsreihe diente ein mit 4 Lagen Atlas 1/7-Gewebe verstärktes Polycarbonat, da sowohl die Verstärkung als auch die Matrix sich im Vorfeld als vorteilhaft für die Oberflächenqualität erwiesen hatten. Um Schwankungen der Substratgüte möglichst auszuschließen, wurden mit der DBP unter konstanten Prozessbedingungen mehrere Laufmeter produziert und anschließend für die Umformversuche zu entsprechenden Proben konfektioniert.

Die Geometrie des Werkzeugs wurde so entworfen, dass das Organoblech in der Längsrichtung (340 mm) sowohl konvexe als auch konkave Krümmungen erhält und in der Querrichtung (240 mm) nur eine schwache konvexe Rundung auftritt (vgl. Bild 8.1). Auf diese Weise sollte eine praxisrelevante Bauteilgeometrie (z.B. LKW-Windabweiser, Motorhaube) nachgestellt werden. Die nur schwache Krümmung in Querrichtung erlaubte zudem die Welligkeitsmessung mit Wavescan-plus®.

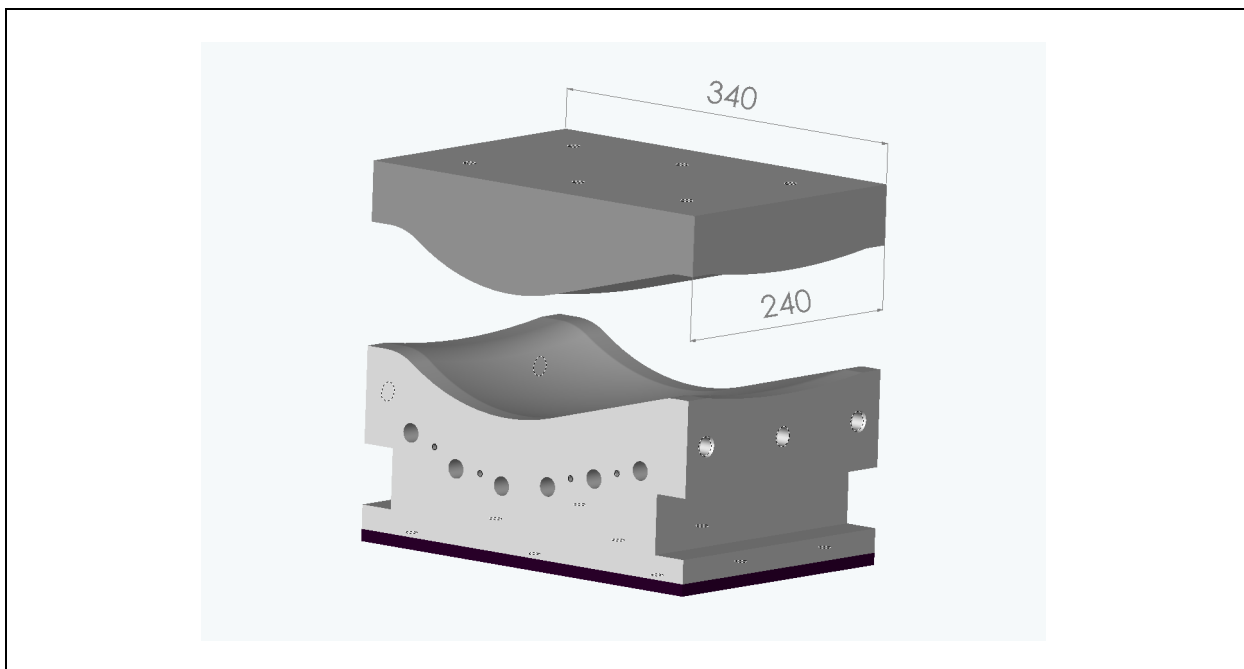


Bild 8.1: CAD-Zeichnung des eingesetzten Werkzeugs

Während die Matrize aus Stahl gefertigt und poliert wurde, um als Gegenstück zur Bauteiloberfläche zu dienen, wurde der Stempel aus Silikonkautschuk gegossen. Ein Silikonstempel bewirkt aufgrund seiner Verformbarkeit gegenüber Metallausführungen eine gleichmäßige Druckverteilung. Zudem kann er auch seitlichen Druck ausüben und erlaubt größere Toleranzen in der Kavität.

Neben den Organoblechen kamen zwei Kaschierfolien zum Einsatz, Fluorex ISF 2010® der Firma Rexam Weatherable Films, NL, und Senotop IMF® von Senoplast Klepsch & Co, AT. Sie werden beide mittels Coextrusion gefertigt und verfügen über

mehrere funktionelle Schichten, eine Trägerschicht zur Anbindung an das Substrat, eine mittlere farbgebende Schicht und eine äußere Schutzschicht als Klarlackersatz. Sie unterscheiden sich aber hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung und Dicke:

Tabelle 8.1: Eingesetzte Kaschierfolien

Typ	Trägerschicht	Mittelschicht	Deckschicht	Dicke [μm]	Farbe
Fluorex [®]	ABS	Keine Angabe	„Fluorpolymer“	500	Schwarz
Senotop [®]	ASA/PC	PMMA	PMMA	1000	Silber

Da das ursprüngliche Einsatzfeld der Folien die Hinterspritztechnologie darstellt, existierten für das Hinterpressen keine experimentellen Vorgaben, so dass geeignete Prozessfenster zum Thermoformen erst erarbeitet werden mussten. Prinzipiell kamen zwei Verfahrensalternativen in Betracht, das simultane Umformen des Organobleches und der Folie in einem Schritt sowie eine serielle Abfolge (Vorformen der Folie und anschließendes Hinterpressen mit dem Organoblech).

In beiden Fällen wurde das Organoblech in einem zwischen Strahlerfeld und Presse transferierbaren Spannrahmen positioniert und in einem Infrarot-Strahlerfeld aufgeheizt. Die Folie war in einem kleineren, handhabbaren Rahmen befestigt. Zusammen mit dem Rahmen wurde die Folie in einem Heißluftofen auf die gewünschte Temperatur vorgewärmt und anschließend zügig auf das Werkzeug aufgesetzt (vgl. Bild 8.2).

Bei der simultanen Methode erfolgte dann der unmittelbare Transfer des Organobleches in die Presse mit nachfolgend gemeinsamer Formgebung (vgl. Bild 8.3). In der seriellen Abfolge wurde die Folie zunächst alleine geformt und anschließend mit dem Organoblech hinterpresst. Auf diese Weise ergibt sich ein höherer experimenteller Freiheitsgrad, da die Werte für Druck und Temperatur der Folie beim Umformen von den entsprechenden Größen beim Hinterpressen entkoppelt sind.

Neben den Parametern Folientemperatur T_{F0} und Druck p zählt noch die Organoblechtemperatur T_{OB} beim Umformvorgang zu den variierbaren Größen. Bezüglich der Temperierung des Werkzeugs T_{WZ} existierte von den Folienherstellern eine exakte Empfehlung, für Fluorex[®] 55 °C, für Senotop[®] 90 °C.

Die umgeformten Bauteile wurden anschließend hinsichtlich ihrer Lang- und Kurzweiligkeit vermessen.

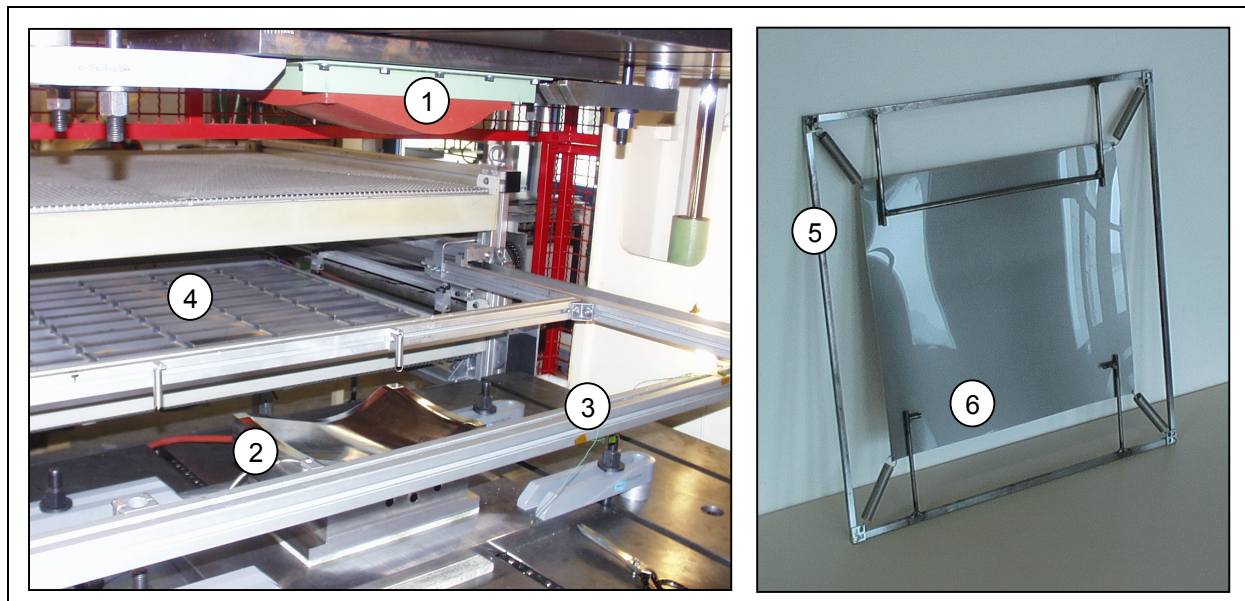


Bild 8.2: Aufnahmen der Umformanlage mit Ober- und Unterwerkzeug (1, 2), Spannrahmen (3) und Strahlerfeld (4) sowie Handrahmen (5) mit eingespannter Kaschierfolie (6) des Typs Senotop®

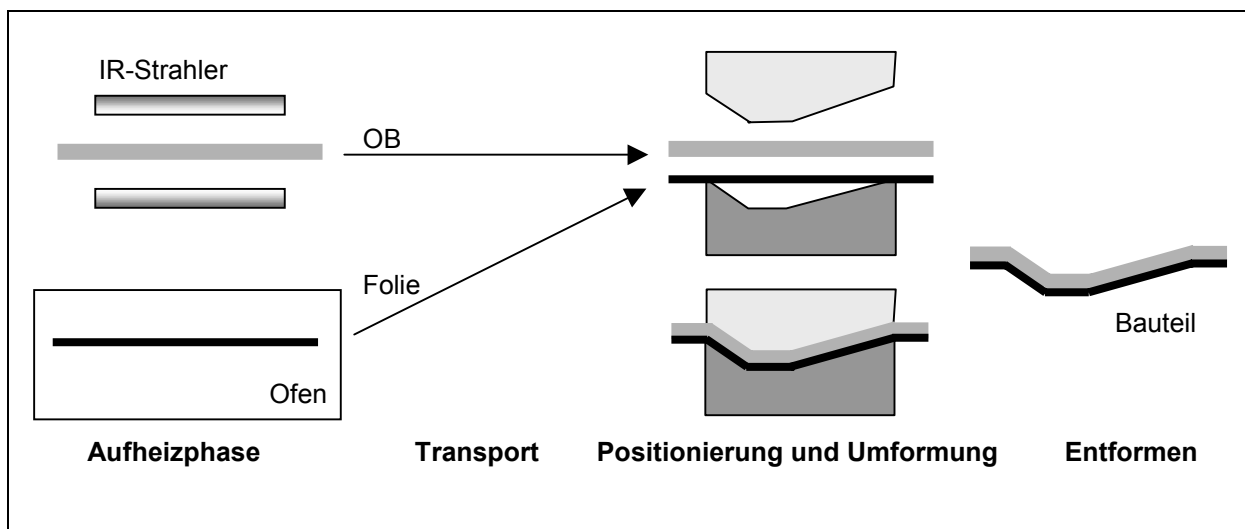


Bild 8.3: Schema des simultanen Umformens

8.2 Ergebnisse

Die ersten Umformversuche machten deutlich, dass die simultane Umformung gegenüber der seriellen vorzuziehen ist. Im letzteren Fall konnte bei niedriger Folientemperatur nur eine unvollständige Ausformung der Folie erreicht werden, bei höherer Vorwärmung traten Verlaufstörungen und Falten in der Folie auf. Auch die Variation des Drucks und der Werkzeugtemperatur konnte keine wesentliche Verbesserung bewirken.

Aus diesem Grund wurde die serielle Umformweise verworfen und die simultane Vorgehensweise eingehender untersucht. In dieser Versuchsreihe variierten die Parameter innerhalb folgender Bereiche:

Tabelle 8.2: Bandbreite der Versuchsparameter

Größe	T_{OB} [°C]	T_{Fo} [°C]	p [bar]
minimal	240	30	10
maximal	280	150	30

Die Obergrenzen für die Organoblech- und Folientemperatur entstammten eigenen und vom Hersteller angegebenen Erfahrungswerten für die Verarbeitung dieser Materialien. Ein Maximaldruck von 30 bar ließ sich aufgrund des Silikonstempels nicht überschreiten.

Die Experimente zeigten für beide Folientypen signifikante Einflüsse auf. Während die Senotop®-Folie mit steigendem Pressdruck sowohl hinsichtlich Kurz- als auch Langwelligkeit zu verbesserter Oberflächenqualität führte, wies die Alternative Fluorex® kaum Druckeinfluss auf. Vornehmlich erhöhte sich bei steigendem Pressdruck etwas die Kurzwelligkeit.

Vermutlich spielt dafür die unterschiedliche Folienhöhe die entscheidende Rolle. Die Senotop®-Folie verfügt aufgrund ihrer höheren Dicke über ein größeres Kompensationsvermögen und besitzt eine höhere Eigensteifigkeit. Diese Vorteile kommen erst bei höherem Druck richtig zum Vorschein. Die dünnere und weniger steife Fluorex®-Type wird bei höherem Druck offenbar schon stärker von den Texturen des Substrates beeinflusst.

Beiden Kaschierfolien ist gemein, dass beim Verpressen eine möglichst geringe Folien- und Organoblechtemperatur zu wählen ist. Bei geringer Temperaturbelastung bleibt die Eigensteifigkeit der jeweiligen Folie höher und damit ihr Kaschiervermögen besser. Die Aufheizung der Komponenten muss jedoch so hoch sein, dass noch ausreichend Energie zum Aufschmelzen der Grenzflächen von OB und Folie zur Verfügung steht und eine innige Verbindung ermöglicht. Außerdem nimmt bei zu hoher Abkühlrate der GF-PC-Oberfläche die Gefahr einer unvollständigen Konsolidierung (vgl. Bild 8.4) zu. Um die angesprochenen Probleme weitgehend zu vermeiden, wurde im untersuchten System eine Minimaltemperatur von 240-250 °C für das Organoblech und 60-70 °C für die Folien identifiziert.

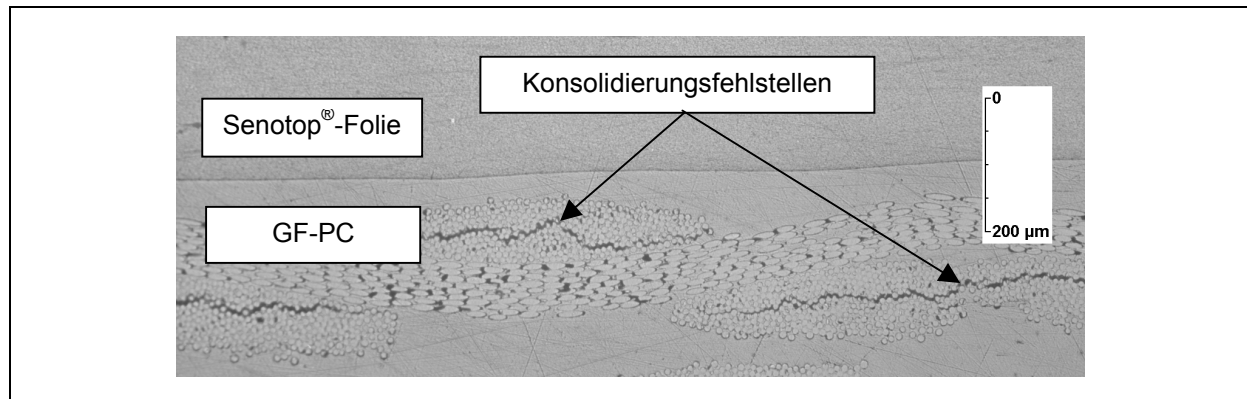


Bild 8.4: Schliffbild eines GF-PC-Senotop®-Verbundes nach Umformung mit niedriger Organoblech- und Folientemperatur ($T_{OB} = 240\text{ °C}$, $T_{Fo} = 60\text{ °C}$)

Die Veranschaulichung der Zusammenhänge wird anhand von Bild 8.5 in einer Übersicht über die Lang- und Kurzwelligkeit einiger Bauteile dargestellt.

Ein blankes Halbzeug (PC, Atlas 1/7), das die Grundlage der Versuchsreihe darstellte, besitzt eine Lang- und Kurzwelligkeit von nahezu 20. Nach der Umformung hat die Langwelligkeit leicht zugenommen, die Kurzwelligkeit dagegen wurde geringfügig reduziert. Da die Welligkeitskennwerte aber auch vom Glanzgrad abhängen, sind Vergleiche von Substraten aus unterschiedlichen Pressformen - das PC-Halbzeug ist höherglänzend als das umgeformte PC-Blech - nur bedingt zulässig. Insbesondere die direkte Gegenüberstellung von blanken und folienbeschichteten Proben ist vor diesem Hintergrund nicht aussagekräftig.

Das Unterwerkzeug selbst setzt den darin geformten Bauteilen hinsichtlich Oberflächengüte eine Grenze. In diesem Fall entspricht das dem Niveau $lw = 7$, $sw = 12$. Die anschließenden vier Messwertepaare stammen von den jeweils besten und schlechtesten Proben der Umformreihe mit Folienkaschierung. Sie verdeutlichen den großen Einfluss der Versuchsparameter (Folientyp_ T_{OB} _ T_{Fo} _p). Man erkennt, dass die Senotop®-Folie der Fluorex®-Type bei optimalen Pressparametern überlegen ist. Sie erreicht nahezu das niedrige Welligkeitsmaß des Unterwerkzeugs selbst, aber nicht die Kennwerte desselben Verbundes als ebenes Halbzeug (Halbzeug mit Senotop®).

Bei Betrachtung der unverpressten Kaschierfolien fällt auf, dass die Fluorex®-Folie gegenüber Senotop® bereits eine merkliche Welligkeit aufweist.

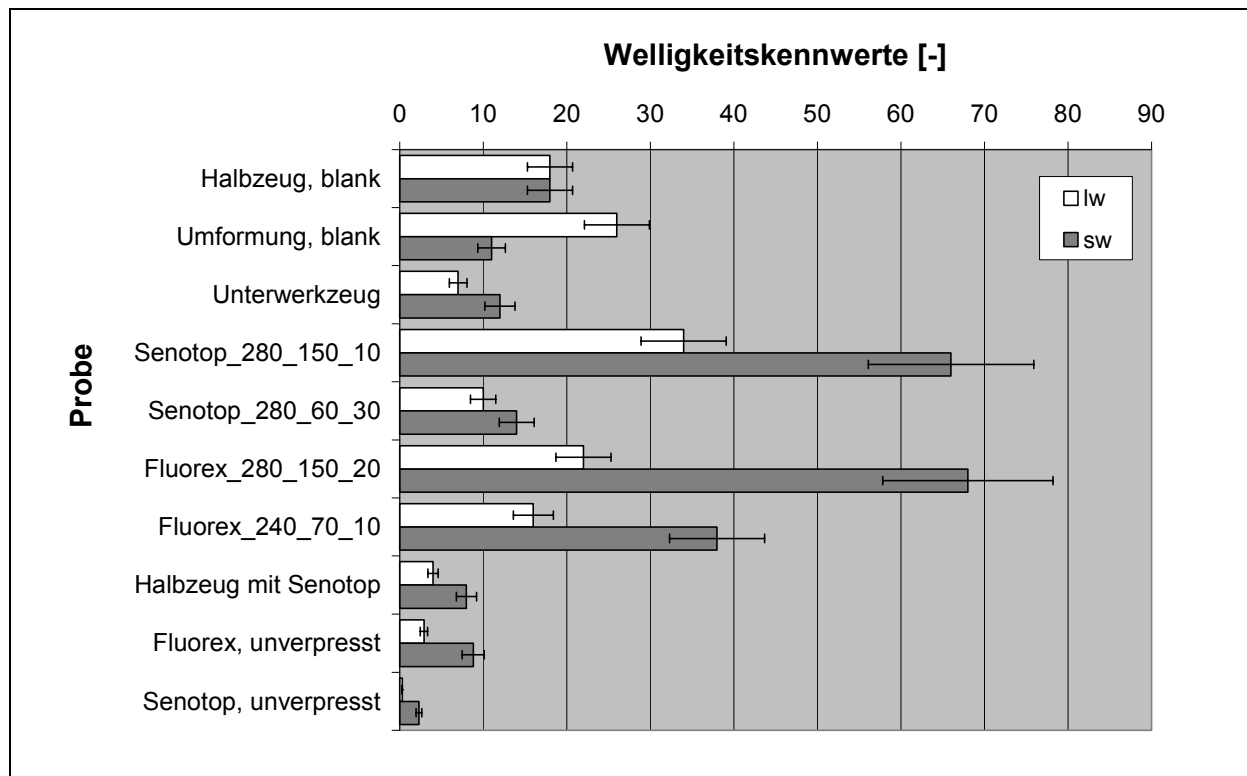


Bild 8.5: Charakteristische Welligkeitskennwerte (Folientyp_ T_{OB} _ T_{Fo_p})

Die Versuchsreihe hat gezeigt, dass man die Folienkaschierung erfolgreich in den Thermoformprozess integrieren kann. Das beste Resultat der dreidimensionalen Proben ($lw = 10$, $sw = 14$) kommt den „Class A“-Anforderungen nahe, erreicht sie aber nicht in dem Maße wie im Fall der ebenen Bleche.

Da die Bleche im Bereich stärkerer Umformgrade eine durchschnittlich geringere Welligkeit aufweisen als in den wenig geformten Abschnitten, scheint sich der Walleffekt des Silikonstempels positiv auszuwirken. Um diese Eigenschaft besser zu nutzen, ist hinsichtlich weiterer Optimierung eine geometrische Anpassung des Stempels sinnvoll, die ein höheres Maß an „Abrollen“ während der Formgebung zulässt. Auf diese Weise wird auch die Gefahr von Lufteinschlüssen (Blasenbildung) zwischen Folie und Blech vermindert.

Bild 8.6 verdeutlicht die im Rahmen der Experimente maximal erreichbare Oberflächenqualität:



Bild 8.6: Aufnahmen der besten Proben (senotop_280_60_30, fluorex_240_70_10) mit Spiegelung eines Fensterrahmenkreuzes

8.3 Anwendungspotenzial

Die Ergebnisse der vorherigen Kapitel zeigen, dass die Folienkaschierung von Organoblechen im Hinblick auf die Oberflächenqualität eine sinnvolle Alternative darstellt. Die Welligkeit der resultierenden Oberflächen fällt geringer aus im Falle konventioneller Nasslackierungen. Die erforderliche Prozesstechnik ist prinzipiell einfach, serientauglich und lässt sich aus dem Stand der Technik ableiten. Es soll daher der Frage nachgegangen werden, in welchem Kostenrahmen sich diese Methode bewegt und ob infolge der hohen Foliendicke dem Leichtbaugedanken noch Rechnung getragen werden kann.

8.3.1 Wirtschaftliche Gesichtspunkte

Der Kostenfrage und dem Leichtbaupotenzial von Karosserieaußenteilen aus Kunststoff hat sich u.a. eine Studie der BASF AG [102] gewidmet. Das Ziel bestand darin, die Eigenschaften gängiger Kunststoffausführungen mit einem Referenzbauteil aus Stahl zu vergleichen.

Berücksichtigung fanden on-line lackiertes PPO/PA sowie mittels RIM hergestelltes PUR, eine SMC-Type, ein off-line lackiertes PP/EPDM sowie eine mit ASA/PC hinterspritzte folienkaschierte Komponente. Die Begriffe „on-line“ und „off-line“ bezeichnen hierbei die zwei Möglichkeiten, das Bauteil zusammen mit der Metallkarosse in einer Lackierstraße zu beschichten (on-line) oder es extern lackieren zu müssen (off-line), da der eingesetzte Werkstoff den in der Lackierstraße auftretenden Einbrenntemperaturen von ca. 190 °C nicht standhält.

Da Organobleche in dieser Analyse nicht expliziert aufgeführt waren, soll ihre Kostensituation nachträglich in Relation gesetzt werden. Die Ermittlung der Herstellkosten ist problematisch, da für Organobleche kein breites Marktsegment existiert und die Materialkosten auch die Halbzeugherstellungskosten beinhalten und somit vom Produktionsausstoß abhängen.

Hartmann [103] hat in einer Analyse die spezifischen Herstellkosten (€/Stück) von Organoblechen (GF-PA) für Karosserieanwendungen unter Annahme einer mittleren Serie von 50.000 Einheiten pro Jahr abgeschätzt. Hierbei zeigten sich Mehrkosten von etwa einem Drittel gegenüber einem Stahlbauteil. Ursache waren die hohen Materialkosten, die von der geringeren Aufwendung für Anlagen und Instandhaltung nicht kompensiert werden konnten.

Unter Berücksichtigung dieser Daten kann auch die Position folienkaschierter Organobleche (GF-PC) näherungsweise ermittelt und den Ergebnissen der BASF-Studie gegenübergestellt werden (vgl. Bild 8.7). Die Herstellkosten für die Organobleche selbst fallen aufgrund teurer Ausgangsmaterialien relativ hoch aus. Dabei liegen die Anlagenkosten zur Formgebung in derselben Größenordnung wie diejenigen von SMC-Pressen oder Spritzgussanlagen. Die Rubrik „Sonstiges“ umfasst Aufwendungen für Betriebsmittel, Energie, Personal u.ä. und spielt für alle Ausführungen nur eine untergeordnete Rolle. Die Beschichtungskosten der Organobleche sollen die Folienkaschierung widerspiegeln und nehmen darum denselben Umfang ein wie im Rahmen der Hinterspritztechnologie, da in beiden Fällen dieselbe Coextrusionsfolie (Senotop®) in Betracht gezogen wird. Zusätzliche Investitionen für die Anlagentechnik werden, wie die Versuchsreihe gezeigt hat, kaum erforderlich.

Das führt dazu, dass sich das hinterpresste Organoblech in derselben Kostenregion bewegt wie ein Stahlbauteil. Die höheren Materialkosten werden von der günstigeren Anlagentechnik und Folientechnologie ausgeglichen. Offline lackiertes PP/EPDM und hinterspritztes ASA/PC sollten gemäß dieser Analyse preisgünstiger sein, sie verfügen allerdings infolge fehlender Glasfaserverstärkung nicht über die hohen mechanischen Kennwerte von Organoblechen.

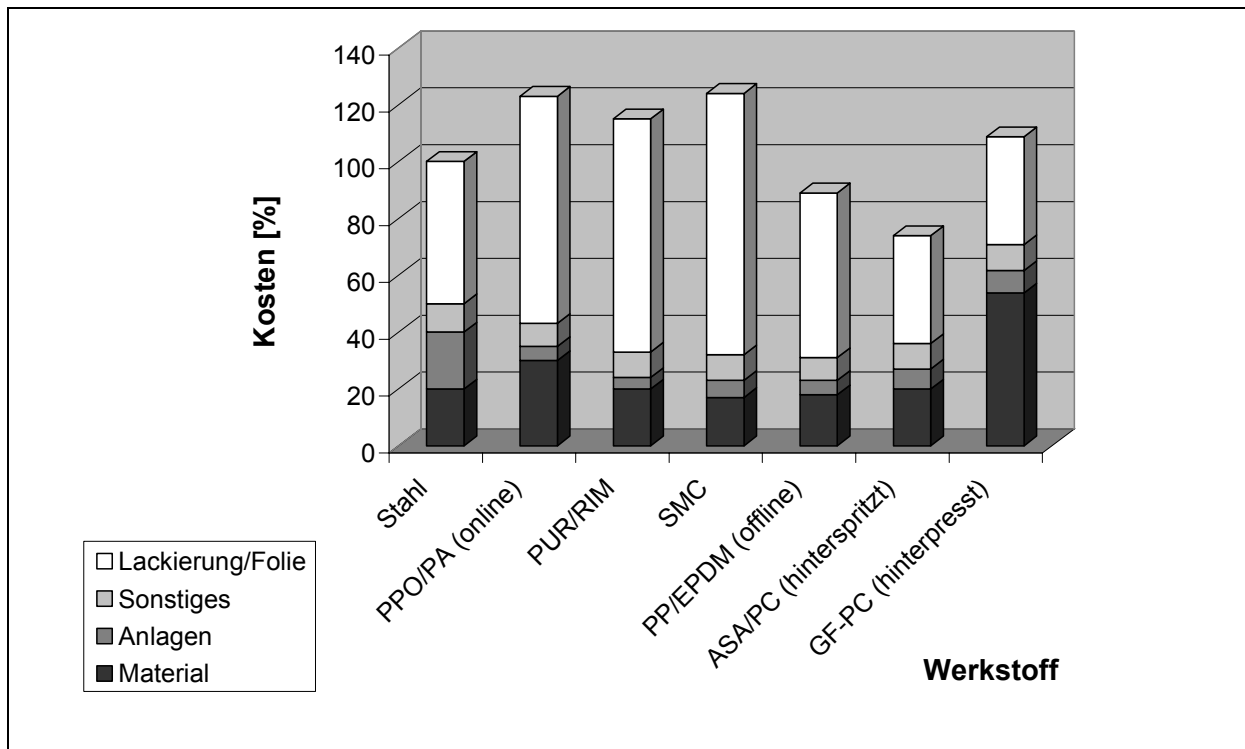


Bild 8.7: Kostenübersicht für Karosserieaußenteile, normiert auf Stahl [102, 103]

Insgesamt fällt auf, dass der Gesichtspunkt des Schutzes und der Ästhetik (Lackierung/Folie) der treibende Kostenfaktor von Karosserieaußenteilen darstellt und die Folienapplikation gegenüber der Lackierung zu einer günstigen Alternative avanciert.

Da die Vorannahmen der zugrunde liegenden Studie [102] nicht hinreichend bekannt sind und mit hoher Wahrscheinlichkeit gegenüber [103] abweichen (z.B. hinsichtlich Produktionsumfang, Kostenrechnungsmethodik), kann die Aussage in Bild 8.7 allerdings nur als orientierend, nicht aber als quantitativ exakt verstanden werden.

8.3.2 Zielvorgabe Leichtbau

Zur Frage des Leichtbaupotenzial muss man die diesbezüglichen Materialeigenschaften und Anforderungen betrachten. Das in der Versuchsreihe eingesetzte vierlagige (Atlas 1/7) GF-PC-Organoblech mit einem FVG von 50 % erreicht einen Biege-E-Modul von etwa 6 GPa bei einer Blechdicke von 2,2 mm (inklusive Folie). Im

allgemeinen wird für Kunststoffkarosserieteile eine Biegesteifigkeit von 2 GPa bei einer Bauteildicke von 2,5 mm verlangt [104]. Die aus der Versuchreihe vorliegenden Proben können somit als „karosserietauglich“ eingestuft werden.

Unter Berücksichtigung der Dichte der Komponenten Glas, PC und Folie wird das spezifische Gewicht dieses Verbundes mit den Daten der BASF-Studie verglichen:

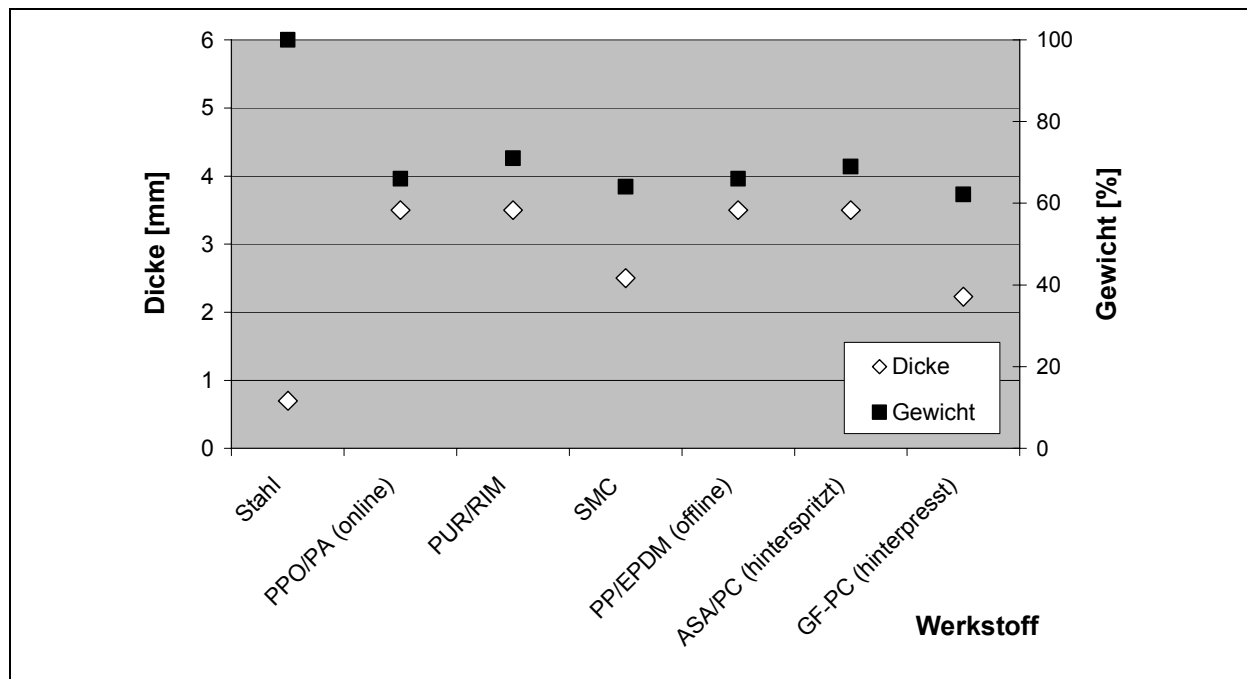


Bild 8.8: Bauteildicken und -gewichte unterschiedlicher Karosserieaußenteile [102]

Die Darstellung in Bild 8.8 zeigt die Dicke und das resultierende Gewicht infolge unterschiedlicher Werkstoffwahl auf und ist wiederum auf das Stahlbauteil normiert. Es wird offensichtlich, dass trotz der Folienapplikation mit GF-PC noch eine Gewichtsreduzierung auf etwa 60 % möglich ist. Dieser Wert liegt am unteren Rand des von den Kunststoffblechen aufgespannten Bereiches (60-75 %). Das Leichtbaupotenzial der Organobleche bleibt folglich erhalten und wird sich, falls die Foliendicke reduziert werden kann, noch stärker einbringen können.

8.4 Fazit

Das Thermoformen textilverstärkter Thermoplaste mit integrierter Folienkaschierung hat sich für leichte bis mittlere Umformgrade als erfolgreich erwiesen. Die erzielbare Oberflächenqualität war insbesondere im Fall der Senotop[®]-Folie relativ hoch. Auch im Hinblick auf Wirtschaftlichkeit und Gewichtsersparnis kann diese Werkstoffvariante konkurrenzfähig sein.

9 Zusammenfassung

Endlosfaserverstärkte Thermoplaste verfügen infolge hoher mechanischer Kennwerte bei gleichzeitig guter Schlagzähigkeit über ein außergewöhnliches Eigenschaftsprofil. Die Trennung der Schritte Halbzeugherstellung (Presstechnik) und Formgebung (Thermoformen, Schweißen) in eine serielle Abfolge fügt sich zu einer geschlossenen Prozesskette vom Rohstoff bis zum Bauteil. Sie ermöglicht Zykluszeiten in der Größenordnung von einer Minute und damit die Großserientauglichkeit des Prozesses.

Aufgrund der Kostenproblematik durch teure Ausgangsprodukte (Kohlenstofffaser, Technische Thermoplaste) oder hohe Investitionsausgaben (Doppelbandpresse) sowie infolge mangelhafter Oberflächenqualität wird die Anwendung dieser Werkstoffklasse in der Praxis noch erschwert.

Die Oberflächenproblematik betrifft alle Nutzungsmöglichkeiten im Sichtbereich, insbesondere solche im Automobilwesen. Hierbei spielt die an der Oberfläche sichtbare Durchzeichnung der Verstärkungsarchitektur (Textur) die entscheidende Rolle. Sie entsteht beim Abkühlprozess als Folge der stärkeren thermischen Volumenschwindung der Matrix gegenüber derjenigen des Verstärkungstextils bei gleichzeitig heterogener Faser-Matrix-Verteilung im Werkstoff.

Die vorliegende Arbeit verfolgte das Ziel, die Anwendungsmöglichkeiten der Organobleche zu erhöhen, indem das Potenzial zur Verbesserung der Oberflächenqualität erarbeitet wird. Hierzu wurden die werkstoffrelevanten und prozesseitigen Einflussparameter auf die entscheidenden Oberflächeneigenschaften ermittelt und bewertet. Begleitend zu den experimentellen Untersuchungen erfolgte eine theoretische Analyse der physikalischen Zusammenhänge im Herstellungsprozess. Auf Basis einer FEM-Modellierung wurde die Möglichkeit geschaffen, die resultierende Oberflächentopographie in Abhängigkeit von Werkstoff- und Prozessgrößen vorhersagen zu können.

Die Untersuchungen wiesen nach, dass die Art der Verstärkung vor allem qualitativ die Textur bestimmt. Die Bindungstypen des Textils und Feinheit der Faserbündel spiegeln sich an der Oberfläche wieder und führen zu charakteristischen Wellenlängen im Substratprofil. Quantitativ entscheidend ist aber die Wahl der Matrix und Beschichtung. Niedrige Kristallinitätsgrade, geringe thermische Ausdehnung und kleine Temperaturspannen zwischen Erstarrung und Gebrauch der Matrices haben ein großes Potenzial zur Verminderung der Welligkeit. Eine optimierte Nasslackierung kann

die Textur gleichfalls deutlich reduzieren. Die besten Resultate erzielen allerdings thermoplastische Lackfolien, die dem Organoblech hinterpresst werden können.

Auch die Prozessführung übt einen, im Vergleich zu den Materialparametern allerdings geringeren, Einfluss auf die Textur aus.

Eine hohe Abkühlrate während der Konsolidierung vermindert hierbei die Welligkeit amorpher Verbunde. Temperaturwechsel- und Bewitterungstests haben jedoch aufgezeigt, dass sich die dadurch erzielten Vorteile aufgrund der viskoelastischen Natur von Polymeren im Laufe der Zeit wieder verringern. Der Prozessdruck spielt im wesentlichen in isobaren statischen Pressvorgängen eine Rolle. Ein hoher Druck bewirkt in diesem Fall infolge größeren Matrixabflusses einen höheren globalen Faser-volumengehalt und ruft damit eine stärkere Substratwelligkeit hervor.

Die simulierte Variation des Versatzes von Gewebelagen hat gezeigt, dass eine möglichst homogene Faser-Matrix-Verteilung im Organoblechquerschnitt anzustreben ist. Der Einsatz alternativer Verstärkungsstrukturen wie Gelege und UD-Gewebe erweisen sich in dem Zusammenhang als zielführend. Zur kontinuierlichen Herstellung von unvernähten gelegeverstärkten Thermoplasten wurde eine neue Prozesstechnik vorgestellt. Diese bietet durch Optimierung der Verfahrensparameter (z.B. Spreizen der Faserbündel, hohe Feinheit der Rovings) Aussicht auf eine weitere Homogenisierung der Faser-Matrix-Verteilung und damit zu einer gesteigerten Oberflächenqualität.

Schließlich wurde das Potenzial belegt, die bei flächigen Halbzeugen erfolgreiche Folienkaschierung auch in den Thermoformprozess zu integrieren. Die besten Resultate der dreidimensionalen Proben erreichen nicht ganz das Niveau der ebenen Bleche, kommen den automobilen „Class A“-Anforderungen aber sehr nahe. Auch hinsichtlich Kosten und Gewichtsersparnis kann diese Werkstoffvariante als konkurrenzfähig betrachtet werden.

Damit haben die Ergebnisse Möglichkeiten aufgezeigt, die Oberflächenqualität faserverstärkter Thermoplaste erheblich zu verbessern, so dass die Arbeit einen Beitrag leistet, das Anwendungspotenzial des Werkstoffs zu erhöhen. Dies gilt zunächst vor allem für den Freizeit-, Sport- und Nutzfahrzeugbereich.

10 Literatur

- [1] Krämer, M., Winkler, P.J.: Möglichkeiten und Grenzen einer Synergie zum Leichtbau zwischen Automobil- und Luftfahrzeugindustrie. In 'Beiträge der Fahrzeugtechnik zur Verbrauchssenkung' 1099/1994. VDI-Bericht. 1994, 59-85.
- [2] Marsh, G.: Thermoplastics drive into the Future. Reinforced plastics (1998).
- [3] Schönleber, G.: Großserienfertigung von Faserverbundbauteilen für Leichtbaustrukturen im Automobilbau. In 'Beiträge der Fahrzeugtechnik zur Verbrauchssenkung' 1099/1994. VDI Bericht 1994, 271-285.
- [4] Stauber, R.: Preamble. Proceedings 'Kunststoffe im Automobilbau', Mannheim/1999, VDI-Verlag, Düsseldorf (1999), 1-2.
- [5] Kakarala, N.: trends in automotive plastics. Proceedings 'Antec '99 ', New York/1999, SPE, Brookfield (1999), 2894-2898.
- [6] Spelz, U., Schulze, V.: Intervall-Heißpressen. Kunststoffe. 85 (1985), 5, 665-668.
- [7] Tadros, A.: Mass Production of Advanced Composite Material - Technology and Economics of Consolidated Sheet Manufacturing. '2nd Japan International SAMPE Symposium', Kyoto/1994, (1994), 920-927.
- [8] Weghuis, M., Van Dreumel, W.: Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics in Daily Use. Reinforced Plastics 34 (1990), 38-41.
- [9] Blinzler, M., Wöginger, A., Mitschang P.: Continuous Fibre Reinforced Thermoplastics with High Temperature Polymer Blend Matrices. 'Materialica', München/2002, (2002).
- [10] Seefried, J.: SMC-Außenhautteile in Class-A. Proceedings 'SMC Automotive', Sindelfingen/1998, (1998).
- [11] Neitzel, M., Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde. Carl Hanser Verlag München Wien 1997.
- [12] Wöginger, A.: Neue Herstellverfahren und angepasste Materialauswahl in der Halbzeugentwicklung. 'Industriegespräch Verarbeitungstechnik', Institut für Verbundwerkstoffe (Ed.), Kaiserslautern/2002, (2002).
- [13] Mayer, C.: Prozeßanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 5, 2000.

- [14] Kissinger, C.: Ganzheitliche Betrachtung der Harzinjektionstechnik - Messsystem zur durchgängigen Fertigungskontrolle. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 28, 2001.
- [15] Reuter, W.: Hochleistungs-Faser-Kunststoff-Verbunde mit Class-A-Oberflächenqualität für den Einsatz in der Fahrzeugaußenhaut. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 19. 2001.
- [16] Mattus, V.: Zur werkstofflichen Verwertung lang- und endlosfaserverstärkter Thermoplaste. Kaiserslautern: IVW-Schriftenreihe, Band 6, 1999.
- [17] Richtlinie 2000/53/EG des Europäischen Parlaments und des Rates vom 18. September 2000 über Altfahrzeuge.
- [18] Blinzler, M.: Verbundwerkstoffe. Kunststoffe 91 (2001), 12, 120-122.
- [19] Mayer, C., Hartmann, A., Neitzel, M.: Wirtschaftliche Herstellung von textilverstärkten thermoplastischen Halbzeugen. '28. AVK-Tagung', Baden-Baden/1997, (1997).
- [20] Cogswell, N. F.: Thermoplastic Aromatic Polymer Composites: A Study of the Structure, Processing and Properties of Carbon Fibre Reinforced Polyetheretherketone and Related Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann 1992.
- [21] D'Arcy, H.: Les Fontaines Publiques de la ville de Dijon; Exposition et Application des Principes a suivre des Formules a employer dans les Questions de Distribution d'Eau. Paris: Dalmont Victor 1856.
- [22] Peltonen, P., Lätteenkorva, K., Pääkonen, E.J., Järvelä, P.K., Törmälä, P.: The Influence of Melt Impregnation Parameters and the Degree of Impregnation of a Polypropylene/Glass Fibre Prepeg. Journal of Thermoplastic Composite Materials. 5 (1992), 10, 318-343.
- [23] Spindler, K.: Kontinuierliches Streuen und Verpressen. Kunststoffe 85 (1995) 9, 1364-1368.
- [24] Mayer, C., Wang, X., Neitzel, M.: Macro- and Micro-Impregnation Phenomena in Continuous Manufacturing of Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. Composites Part A (1998), 29A, 783-793.
- [25] Mayer, C., Stadtfeld, H.: Verfahren zum Herstellen von Prepegs - DE 19734417 C. 09.08.1997
- [26] Stolze, R.: Imprägnierungstechniken für Aramid- und Kohlenstofffaserverstärkte Thermoplaste. Kunststoffe 78 (1988), 2, 126-131.

- [27] Guillon, D., Jud, T.: Hybrid-Rovings (Glas und Thermoplastfilamente zum Roving vereinigt). *Kunststoffe* 85 (1995), 8, 1138-1141.
- [28] Held, K.: Wärmeleitende Elemente für kontinuierlich arbeitende Doppelbandpresse - EP 0405184 A2. 29.06.1989.
- [29] Henninger, F., Wöginger, A., Friedrich, K., Mitschang, P., Neitzel, M.: Neue Prozesstechnologien für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste. '4. Internationale AVK-TV-Tagung', AVK-TV (Ed.), Baden-Baden/2001, (2001).
- [30] Breuer, U.P.: Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste. *Fortschrittsberichte VDI-2/433*, Düsseldorf: VDI-Verlag 1997.
- [31] Nowacki, J., Schuster, J., Mitschang, P., Neitzel, M.: Thermoformen von GFK. *Kunststoffe*. 89 (1999) 6, S. 56-60.
- [32] Offringa, A.R.: Thermoplastic Aircraft Floor Panels, Technologies and Applications. *Journal of Advanced Materials*. 26 (1995) 2, S. 12-18.
- [33] Ziegmann, G.: Umformen im Diaphragma-Verfahren. In *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix*. Bartz, W.J. (Ed) Expert Verlag, Renningen Malsheim (1997), S. 143-160.
- [34] Nowacki, J.: Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 24, 2001.
- [35] Offringa, A.: Schweißtechnologien in der Flugzeugfertigung. 'Industriegespräch Verarbeitungstechnik', Institut für Verbundwerkstoffe (Ed.), Kaiserslautern/2002, (2002).
- [36] Rudolph, R.: Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 10, 2000.
- [37] Zorll, U.: *Kunststoffe in der Oberflächentechnik*, Verlag W. Kohlhammer, Stuttgart (1986).
- [38] Kübler, E.: Stand der Oberflächenmeßtechnik und deren Eignung zur Beurteilung der Gebrauchstauglichkeit von Decklacken, Verfahrensentwicklung, Mercedes-Benz AG, Sindelfingen (1994).
- [39] Bedienungsanleitung, Wavescan-plus[®], BYK-Gardner (1996), 36-39.
- [40] Cromwijk, H.: Composite Painting. '19th SAMPE Europe Conf.', Paris, (1998), 75-89.

- [41] Mücher, E.: Fehler, Mängel und Schäden an Automobillackierungen. Lack-Schwerpunktthemen.
- [42] Von Weingräber, H., Abou-Aly, M.: Handbuch Technische Oberflächen. Braunschweig: Vieweg und Sohn 1989.
- [43] Adams, H.: Standardisierte Oberflächencharakterisierung. MO 10 (1996), 50, 820-824.
- [44] Bittmann, E.: Ohne Fehl und Tadel. Kunststoffe 90 (2000), 3, 96-98.
- [45] Blinzler, M., Hoecker, F., Neitzel, M.: Oberflächentexturen bei gewebe-verstärkten Thermoplasten. Kunststoffe 89 (1999), 11, 128-130.
- [46] De Lange, H.: Farbtonangleichung von Kunststoffanbauteilen. 'Kunststoffe im Automobilbau', Mannheim/1999, VDI-Verlag, Düsseldorf (1999), 311-315.
- [47] Hinrichsen, G.: Endlosfaserverstärkte Thermoplaste durch Pulverimprägnierverfahren - eine Alternative zur Schmelzeimprägnierung. '28. AVK-Tagung', Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe e.V., Baden-Baden/1997, (1997).
- [48] Kia, H.: A Technique for Predicting Molding Conditions which result in Class A Surfaces for Glass Fiber Reinforced Polymers. Journal of Composite Materials. (1988), 22, 794-810.
- [49] Kia, H.: Glass-fiber Reinforced Polymers for Automotive Applications. Composite Applications. 295-332.
- [50] Kia, H.: Modeling Surface Deformation of Glass Fiber Reinforced Composites. Journal of Composite Materials. (1986), 20, 335-346.
- [51] Kia, H.: The Effect of Resin Formulation on the Surface Appearance of Glass Fiber Reinforced Polymers. Journal of Composite Materials. (1987), 21, 1145-1161.
- [52] Kia, H.: Thermal expansion of polyurethane reinforced with continuous glass fibers. Polymer Composites. 3 (1988), 9, 237-241.
- [53] Chamis, C, Murthy, P., Sanfeliz, J.: Computational Simulation of Surface Waviness in Graphite/Epoxy Woven Composites due to Initial Curing, 37th International Sampe Symposium (1992), 1325-1338
- [54] Tan, P., Tong, L., Steven, G.P.: Modelling for Predicting the Mechanical Properties of Textile Composites - A Review. Elsevier Science Limited (1997), 28A, 903-922.
- [55] Vandeuren, Ph., Ivens, J., Verpoest I.: A Three-Dimensional Micromechanical Analysis. Composites Science and Technology (1996), 56, 1303-1315.

- [56] Whitcomb, J., Chapman, C., Tang, X.: Derivation of Boundary Conditions for Micromechanics Analyses of Plain and Satin Weave Composites. *Journal of Composite Materials* 34 (2000), 9, 724-747.
- [57] Bartkus, E. J., Kroekel, C. H.: Low Shrink Reinforced Polyester Systems. *Applied Polymer Symposium*. (1970), 15, 113-135.
- [58] Begemann, M., Stadlbauer, W.: Isobares Langfaser-GMT. *Kunststoffe*. 5 (1994), 84, 596-600.
- [59] Dyckhoff, J.H.: Resin Transfer Moulding: Beitrag zur Verbesserung der Formteilerflächenqualität. Aachen: Verlag der Augustinus Buchhandlung 1995.
- [60] Kocur, I., Ziehm, J.: Process Improvement for In Mold Coating. *Proceedings '41st Annual Conference ', The Society of the Plastics Industry(Ed.), Reinforced Plastics/Composites Institute*, (1986), 1-4.
- [61] Mc Carthy, S. et al.: A new Approach for In-Mould Finishing: The Valiy Surface Finishing/Compression Molding Process. *Proceedings 'Antec '99 ', New York/1999, SPE, Brookfield* (1999), 2911-2915.
- [62] Blass R., Grefenstein, A., Kappacher, J.: Coextrudierte Folien für die Hinterspritztechnologie. *Kunststoffe*. 3 (1999), 89, 96-101.
- [63] Schütt, H.K.: Dekorieren mit Inserts. *Kunststoffe*. 11 (1998), 88, 1371-1374.
- [64] Brast, K., Hölzel, S., Pohl, C., Ritter, M.: Lang- und endlosfaserverstärkte Thermoplaste - Verarbeitung und Wiederverwertung. *'IKV-Kolloquium Aachen 2000', Aachen*, (2000), 1-19.
- [65] Blinzler, M., Mitschang, P., Wöginger, A.: Surface Improvement for Textile Reinforced Thermoplastics. *'ICCE/8', David Hui(Ed.), Tenerife/August 2001, New Orleans* (2001), 83-84.
- [66] Weiblen, F., Bucher, M., Ziegmann, G.: Technology Research of the Advancement of Surface Quality of Fiber Reinforced Thermoplastic Composites. *Proceedings '19th SAMPE Europe Conf. ', Composites Laboratory, Schlieren, Swiss Federal Institute of Technology Zürich, Paris* (1998), 377-384.
- [67] Kübler, E.: Stand der Oberflächenmeßtechnik und deren Eignung zur Beurteilung der Gebrauchstauglichkeit von Decklacken. In *'Verfahrenstechnik'. Mercedes-Benz-AG*. 1994.
- [68] Osterhold, M.: Influence of Substrate Structure on Coating Appearance and the Relevant Characterization Methods. *Matwiss. und Werkstofftechnik*. (1998), 29, 131-136.

- [69] Schene, H.: Eindruck der Oberflächenstruktur von Lackfilmen. Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo, Hong Kong: Springer-Verlag 1990.
- [70] Eßwein, G., Kraft, W.: Beurteilung der Oberflächen von SMC-Karosserieteilen. Kunststoffe 12 (1991), 81, 1113-1122.
- [71] Leveque, A.: Amorphe und kristalline Polymere im Vergleich (Teil1). Plastverarbeiter. 7 (1992), 43, 114-116.
- [72] Domininghaus, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1992.
- [73] Ehrenstein, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1992.
- [74] Stöckhert, K.: Kunststoff-Lexikon. 8.. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1992.
- [75] Bickerton, S., Buntain, M.J.: The Viscoelastic Compression Behaviour of Liquid Composite Moulding Preforms. 'FPCM-6', Auckland/2002, (2002).
- [76] Hobbs, S. Y., Bendler, J.T., Morris, W. G.: An Investigation into the Relationship between Gloss and Surface Roughness in Injection Molded Cyclopy. Polymer and Inorganic Systems Laboratory (1993), 1-32.
- [77] Leveque, A.: Amorphe und kristalline Polymere im Vergleich (Teil2). Plastverarbeiter 9 (1992), 43, 71-78.
- [78] Niggemeier, P., Michaeli, W.: Improvement of the Simulation of Shrinking and Warpage by Characterizing the Material Behavior More Exactly. 'Sampe Conference', Institute for Plastics Processing, Aachen, Germany, Antec, New York (1999), 737-741.
- [79] Frazee, H.: Method for Improving Surface Profile of Composite Structures. EP 05510692 A1. London: Europäisches Patentamt 1992.
- [80] Blinzler, M., Hoecker, F., Mitschang, P., Neitzel, M.: Faserverstärkte Thermoplaste mit "Class A"-fähiger Oberfläche. '3. Internationale AVK-TV-Tagung', Baden-Baden/2000, (2000).
- [81] Liu, S., Chang, J.: Application of the Taguchi Method to optimize the Surface Quality of Gas Assist Injection Molded Composites. Journal of reinforced Plastics and Composites 17/2000 (2000), 19, 1352-1362.
- [82] Simmrock, K., Vorlesungsscript Prozesstechnik, Universität Dortmund, Wintersemester 1991/92.

- [83] Persönliche Auskunft, Herr Deger, DaimlerChrysler AG, Forschung und Technologie, Ulm
- [84] Neitzel, M., Blinzler, M., Edelmann, K., Hoecker, F.: Surface Quality Characterization of Textile-Reinforced Thermoplastics. *Polymer Composites* 21 (2000), 4, 630-635.
- [85] Edelmann, K.: Prozeßintegrierte Analyse des Fließverhaltens von faserverstärkten thermoplastischen Preßmassen für die Serienfertigung. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 18. 2001.
- [86] Hörsting, K.-H., Recktenwald, K.: Qualitätsicherung für Class A. *Kunststoffe* 91 (2001), 3, 41-43.
- [87] Zeiler, J.: On-line Painting Decklid of the S-Class Coupe. 'Automotive Circle International Conference', International Group of Experts Plastic Car Body, Bad Nauheim/2001, TUK-Verlag, Berlin (2001), 203-215.
- [88] Kaw, A. K.: *Mechanics of Composite Materials*. Boca Raton: CRC Press LLC (1997).
- [89] Schwarzl, F. R.: *Polymermechanik*. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1990.
- [90] Matzenmiller, A.: Viskoelastizität und Viskoplastizität. Institut für Mechanik im Fachbereich Maschinenbau, München/Januar 1994, Gesamthochschule Kassel, Kassel (1994), 1-21.
- [91] Zienkiewicz, O. C., Watson, M., King, I.P.: A Numerical Method of Viscoelastic Stress Analysis. *International Journal of Mechanical Science* (1988), 10, 807-827.
- [92] Taylor, R. L., Pister, K. S., Goudreas, G. L.: Thermochemical Analysis of Visoelastic Solids. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* (1970), 2, 45-59.
- [93] Scherer, G. W., Rekhson, S. M.: Visoelastic Composites: I, General Theory. *Journal of the American Ceramic Society* 7 (1982), 65, 352-360.
- [94] Tool, A. Q.: Relation between Inelastic Deformability and Thermal Expansion of Glass in its Annealing Range. 'The American Ceramic Society', Buffalo/May 1946, (1946), 240-253.
- [95] N.N.: Aspects Of A General Viscoelastic Theory. *Lighting Research and Technical Services Operation* (1986), 1-23.
- [96] Ansys® Theorie Manual, Version 5.6, Ansys Inc. Southpointe

- [97] Osswald, T.A., Menges, G.: Material Science of Polymers for Engineers. New York: Hanser/Gardner 1996.
- [98] Khanna, Y.P.: Overview of Transition Phenomena in Nylon 6. *Macromolecules* (1992), 25, 3298-3300.
- [99] Mielke, W., Trubiroha, P.: Die künstliche Bewitterung von Polymerwerkstoffen bei ausgewählten Klimabedingungen. *Materialprüfung* 10 (1988), 30, 316-320.
- [100] Blinzler, M., Wöginger, A., Mitschang P., Neitzel M.: Novel Processing Technique for Semi-Finished Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic (CFRTP) Sheets. 'Materialica', München/2001, (2001).
- [101] Wöginger, A., Blinzler, M., Reinbach, C., Reisswig, G., Wienands, C., Mitschang, P., Neitzel, M.: Prozesstechnologien zur Herstellung von thermoplastischen FKV-Halbzeugen. '8. Nationales SAMPE Symposium', Kaiserslautern/2002, (2002).
- [102] Guhr, U., Grefenstein, A., Hauck, C., Reinelt, D.: Einsatz von Kunststoffen in der Automobilproduktion; 2. Teil: Lackierung und Folienbeschichtung. *Automobiltechnische Zeitschrift* 5 (2000), 102, 344-348.
- [103] Hartmann, A.: Lebenszykluskostenrechnung als strategisches oder operatives Bewertungs- und Planungsinstrument für die Technologie der Faser-Kunststoff-Verbunde. Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Band 11, 2000.
- [104] Stumpf, A., Neuwald, H.-P.: Polymere Werkstoffe für Karosserieaußenteile. 'HDT', Essen/2001, (2001).